



Universidad
Carlos III de Madrid

Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales

PROYECTO FIN DE CARRERA

OBTENCIÓN DE MAPAS DE PROCESADO PARA CHAPA DE LA ALEACIÓN
Mg AZ31 MEDIANTE ENSAYOS DE "SMALL PUNCH"

Autor: Rafael Emilio Jiménez Martín

Directores: Mohammad Ali Jabbari Taleghani
José Manuel Torralba Castelló

Leganés, Diciembre de 2014

**Título: OBTENCIÓN DE MAPAS DE PROCESADO PARA CHAPA DE LA
ALEACIÓN Mg AZ31 MEDIANTE ENSAYOS DE "SMALL PUNCH"**

Autor: Rafael Emilio Jiménez Martín
Directores: Mohammad Ali Jabbari Taleghani
José Manuel Torralba Castelló

EL TRIBUNAL

Presidente: _____

Vocal: _____

Secretario: _____

Realizado el acto de defensa y lectura del Proyecto Fin de Carrera, el día 16 de Diciembre de 2014 en Leganés, en la Escuela Politécnica Superior de la Universidad Carlos III de Madrid, acuerda otorgarle la CALIFICACIÓN de

VOCAL

SECRETARIO

PRESIDENTE

Agradecimientos

Quiero expresar mi gratitud a mis directores, José Manuel Torralba Castelló y Mohammad Ali Jabbari Taleghani, por su dedicación, seguimiento en el desarrollo de la tesis y gran ayuda prestada en todo momento.

A la Universidad Carlos III de Madrid, por su colaboración en este proyecto en la realización de los análisis de caracterización y preparación de las muestras, así como a IMDEA Materiales y a todo su equipo, por su agradable acogida entre ellos y todo el apoyo prestado durante la ejecución de los ensayos de “Small Punch”.

Y finalmente, una especial mención a mi familia, que siempre estuvieron a mi lado y sin sus consejos y apoyo, nada hubiese sido posible.

Resumen

En este proyecto, se han realizado diferentes experimentos del ensayo “Small Punch”, para la obtención de mapas de procesamiento de chapa la aleación de magnesio AZ31. Existen mapas de procesamiento de distintas aleaciones, pero en la mayoría de los casos, tratan de predecir el comportamiento de materiales "macizos" ("bulk"), no habiéndose encontrado antecedentes de mapas de procesamiento para chapa. El magnesio es un material muy ligero y la optimización de su conformado en chapa por deformación plástica, es un aliciente importante en industrias, como la del automóvil, donde reemplazar materiales compuestos no reciclables, por aleaciones 100% reciclables, puede ser una poderosa fuerza motriz de cambio. Los ensayos han sido realizados combinando la máquina de ensayos universal INSTRON 3384, con la cámara climática INSTRON 3119 y cubriendo un rango de temperaturas desde temperatura ambiente, hasta 400°C y un rango de velocidades de deformación desde 0.003s^{-1} , hasta 1s^{-1} . También ha sido definida, una sistemática de cálculo para transformar los valores proporcionados por el ensayo “Small Punch”, en valores fiables de tensión-deformación, necesarios para el cálculo de los mapas de procesamiento. Los mapas son trazados, para todos los ensayos realizados, a valores de deformación de 0.03, 0.12 y 0.24. En ellos, se determinan dos dominios seguros de deformación que pueden considerarse rangos óptimos para el procesamiento del material. Además, el grado de deformación al que está sometido el material, ha resultado tener un alto efecto en los dominios determinados.

Abstract

In this study, different experiments have been performed through the technique Small Punch Test (SPT) to obtain Processing Maps from sheets of Mg alloy AZ31. There exist processing maps from different alloys, however in most cases, these attempt to model the behavior of bulk material, and no records of processing maps from sheets are found. Magnesium is an extremely light material and the optimization of its conforming from sheets through plastic deformation, is an important incentive for industries such as automobile. Replacing non-recyclable composites, by alloys 100% recyclable, could be a powerful driving force for changing. Tests were performed combining universal testing machine INSTRON 3384, with the climatic chamber INSTRON 3119 and ranging temperature from room temperature, to 400 °C and strain rates from 0.003s^{-1} , to 1s^{-1} . It has been also developed, a calculation method for transforming data obtained from Small Punch Test into reliable stress-strain values, necessary for drawing processing maps. These, were developed from all tests at strains of 0.03, 0.12 y 0.24 and from them, two safe deformation domains, optimal for material processing, are found. Furthermore, strain turned out to have a great effect in these safe deformation domains.

Índice general

1. Introducción y objetivos	1
1.1. Introducción.....	1
1.2. Motivación y Objetivos	2
1.3. Estado del arte	3
1.3.1. Magnesio y aleación AZ31	3
1.3.2. Mapas de procesado	5
1.3.3. Ensayo “Small Punch”	13
2. Proceso Experimental.....	17
2.1. Material.....	17
2.1.1. Caracterización	17
2.1.2. Preparación de probetas para el Ensayo SPT	21
2.2. Ensayo SPT	22
3. Análisis y Resultados.....	27
3.1. Curvas Fuerza-Desplazamiento.....	27
3.2. Mapas de procesado	32
4. Conclusiones y líneas futuras de investigación.....	38
4.1. Conclusiones	38
4.2. Líneas Futuras de Investigación.....	39
5. Referencias	41
ANEXO I: Transformación de unidades de los parámetros de deformación obtenidos por SPT	45
ANEXO II. Cálculo de los parámetros de dibujo de los Mapas de Procesado	52

Índice de figuras

Figura 1. Mapa de Raj para el aluminio con indicación del límite inferior para la formación de cavidades y el límite superior para la aparición de la fisura en cuña.....	7
Figura 2. Representación gráfica de los parámetros G y J	9
Figura 3. Mapa de procesado en forma tridimensional (izq.) y en forma de curvas de isoeficiencia (drch.).....	11
Figura 4. Esquema general del ensayo SPT.....	14
Figura 5. Montaje genérico del ensayo SPT	14
Figura 6. Curva típica de SPT.....	15
Figura 7. Imágenes de microscopía óptica (a) Superficie a 200x (b) Superficie a 500x (c) Sección transversal a 200x (d) Sección transversal a 500x.....	18
Figura 8. Imágenes de microscopía electrónica de la superficie (a) 100x (b) 500x (c) 2000x y (d) 5000x.....	18
Figura 9. Imágenes de microscopía electrónica de la sección transversal (a) 100x (b) 500x (c) 2000x y (d) 5000x	19
Figura 10. Espectro de difracción de rayos X de chapa de la aleación AZ31	20
Figura 11. Ampliación del espectro de difracción de rayos X de chapa de la aleación AZ31	21
Figura 12. Infraestructura propia de IMDEA Materiales.	23
Figura 13. Detalle de las partes que componen la matriz de SPT. 1-Base de la matriz; 2-Mordazas de agarre de la muestra; 3-Muestra ensayada; 4- Cubierta superior y zona de contacto con la base del punzón.....	23
Figura 14. Detalle de la forma del mini-punzón	24
Figura 15. Matriz, punzón y montaje utilizado.	25
Figura 16. Curva fuerza-desplazamiento a 100°C y velocidad de desplazamiento 0.5 mm/min. (a) Curva original. (b) Curva tratada	28
Figura 17. Curvas Fuerza-Desplazamiento a diferentes velocidades de desplazamiento y temperaturas: (a) RT, (b) 100°C, (c) 200°C, (d) 300°C y (e) 400°C	31
Figura 18. Mapa de procesado sin analizar para $\varepsilon = 0.03$	33

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 19. <i>Mapas de Procesado (a) $\varepsilon = 0.03$, (b) $\varepsilon = 0.12$ y (c) $\varepsilon = 0.24$</i>	35
Figura 20. <i>Representación esquemática de los parámetros geométricos del ensayo SPT</i>	46
Figura 21. <i>Relación entre θ y φ</i>	48
Figura 22. <i>Relación entre δ y θ</i>	49
Figura 23. <i>Ejemplo de curvas de regresión para el cálculo de la velocidad de deformación.</i> <i>En azul representados los datos reales y en negro la recta de regresión. Se muestran</i> <i>los valores de la ecuación de la recta y su coeficiente de determinación.</i>	51

Índice de tablas

Tabla 1. <i>Propiedades del Mg y la aleación AZ31</i>	4
Tabla 2. <i>Composición del material según suministrador</i>	17

1. Introducción y objetivos

1.1. Introducción

En este proyecto se han realizado diferentes experimentos del ensayo “Small Punch”, a partir de ahora SPT (por sus siglas en inglés “Small Punch Test”), para la obtención de mapas de procesado de la aleación de magnesio AZ31. Los mapas de procesado representan, en función de la temperatura y la velocidad de deformación, las áreas que, en función de estas dos variables, son procesables por deformación plástica en caliente. En el caso de este proyecto, los mapas de procesado tratan de evaluar la “procesabilidad” en caliente de chapas de magnesio de la aleación AZ31.

El proyecto se centra en el desarrollo de mapas de procesado, para este material, a partir de chapa., En estos mapas se trazan temperatura frente a velocidad de deformación y se representan los valores de eficiencia de disipación de energía en la pieza ensayada. También podremos trazar valores sobre la inestabilidad del material en estas condiciones de deformación. Todo esto hace que los mapas de procesado sean de gran utilidad a la hora de estudiar procesos de conformación en caliente, ya que aportan mucha información sobre el comportamiento del material en deformación a diferentes temperaturas y velocidades y aportan una información muy valiosa desde el punto de vista industrial para poder fabricar a partir de chapas de magnesio de la aleación estudiada.

En los últimos años se han realizado grandes esfuerzos por describir los fenómenos de deformación a alta temperatura. De mayor relevancia, relacionados con este trabajo, encontramos los estudios mediante mapas de deformación por Frost y Ashby [1] y mediante mapas de procesado por Raj [2]. Las ecuaciones desarrolladas que describen estos fenómenos se asumen dependientes de unos procesos estructurales básicos, tales como movimiento de dislocaciones, difusión, deslizamiento de los límites de grano y transformaciones de fase. Es decir, la forma en la que el material disipa la energía de deformación está definida por las variaciones estructurales y microestructurales que experimenta.

Por otro lado, en este trabajo se propone la obtención de los parámetros de fluencia, necesarios para el dibujo del mapa de procesado, a través del ensayo SPT. Este tipo de ensayo supone una alternativa a otras caracterizaciones convencionales en metalurgia y

una gran ventaja en ocasiones en las que el material es escaso gracias a las reducidas dimensiones de las probetas utilizadas. El ensayo se aplica actualmente con éxito en materiales metálicos para la obtención de otros parámetros tales como el módulo de Young [33], el límite elástico [34],[35], o la tensión de rotura [36],[37].

En la primera sección de la tesis se hace una aproximación al estudio de mapas de procesado y al ensayo utilizado para su obtención (SPT). En esta sección se analizan los objetivos que motivan la investigación así como una revisión del magnesio y la aleación AZ31, su composición y propiedades físicas. También se presenta una definición de los mapas de procesado y sus aplicaciones. Esta parte concluye haciendo una descripción a fondo del ensayo SPT. La segunda sección muestra el proceso experimental seguido en el proyecto, desde la caracterización del material realizada en el laboratorio hasta la realización propia del ensayo y la preparación necesaria para este. En la tercera sección se muestran los resultados obtenidos de los ensayos y la transformación de estos para dar forma a tres mapas de procesado correspondientes a distintos valores de deformación de la chapa. Por último, se presentan las conclusiones generales obtenidas del proyecto y el posible trabajo futuro.

1.2. Motivación y Objetivos

Los mapas de procesado son una herramienta fundamental en el desarrollo industrial de materiales por deformación plástica. Existen mapas de procesado de distintas aleaciones, pero en la mayoría de los casos tratan de predecir el comportamiento de materiales "macizos" ("bulk"), no habiéndose encontrado antecedentes de mapas de procesado para chapa. El caso del magnesio es especialmente interesante, ya que al ser un material muy ligero, la optimización de su conformado en chapa por deformación plástica, puede ser un aliciente importante en industrias, como la del automóvil, donde reemplazar materiales compuestos no reciclables por aleaciones 100% reciclables, puede ser una poderosa fuerza motriz de cambio.

El objetivo fundamental de la tesis es el desarrollo de mapas de procesado de la aleación de magnesio AZ31 a partir de chapa. En base a ese objetivo principal, se proponen los siguientes objetivos parciales:

- Caracterización y estudio previo del material en laboratorio.
- Preparación de probetas para SPT.
- Realización de los ensayos a diferentes temperaturas y velocidades de deformación.

- Análisis de resultados de los ensayos previos y desarrollo de un método de obtención de los parámetros de fluencia del material.
- Cálculo de los parámetros para la obtención de los mapas de procesado.
- Trazado de tres mapas de procesado para diferentes valores de deformación de la chapa.
- Análisis de los mapas y conclusiones.

1.3. Estado del arte

1.3.1. Magnesio y aleación AZ31

Las aleaciones de magnesio resultan muy atractivas en aplicaciones en las que la reducción de peso es primordial, debido a su baja densidad y a sus altas propiedades específicas. Los mayores avances en el estudio y desarrollo de este material y sus aleaciones han sido realizados por la industria de la automoción. Actualmente la principal ruta de obtención de componentes de magnesio es por moldeo [3] debido a la baja conformabilidad del Mg a temperatura ambiente dada la estructura de sus cristales HCP. Aunque los productos de Mg y sus aleaciones pueden ser trabajados a alta temperatura con procesos como extrusión, laminación o forja, esta baja conformabilidad da lugar a que estos procesos sean muy limitados y por lo tanto, el producto final se encarece mucho en precio en comparación a otros materiales.

Por otro lado, debido al limitado número de sistema de deslizamiento que presenta el Mg y su correspondiente alto valor del factor de Taylor, un refinamiento en grano mejora de manera notable las propiedades mecánicas del Mg y sus aleaciones. Se conoce que una microestructura de grano fino en las aleaciones de Mg presenta una interesante combinación entre alta resistencia y alta ductilidad a temperatura ambiente y superelasticidad a elevada temperatura [7]. La superelasticidad ocurre por deslizamiento de borde de grano con un limitado movimiento de dislocaciones en los granos adyacentes. [8]. Por lo tanto el desarrollo de estructuras de grano fino de Mg y sus aleaciones ha sido de gran interés en los últimos años

Las propiedades mecánicas de las aleaciones de Mg pueden ser eficientemente mejoradas a través del refinamiento de su estructura de grano por recristalización dinámica, que generalmente ocurre durante los procesos de deformación en caliente de estos materiales. Recientemente el refinamiento de grano a través de recristalización dinámica se ha demostrado para el Mg puro [9] y en aleaciones de Mg forjado convencionales, tales como Mg-Al-Zn [10],[11],[12] y aleaciones de Mg-Zn-Zr [13],[14]. El tamaño de grano de

diferentes aleaciones de Mg procesados por métodos convencionales de deformación, tales como extrusión y laminación, y también por técnicas de deformación plástica severa, ECAP (Equal Channel Angular Pressing) y HPT (High Pressure Torsion) han sido documentados en un rango de 800 nm a 20 μm . Sin embargo, se establece que las aleaciones metálicas nanocristalinas con tamaños de grano menores de 100 nm generalmente exhiben propiedades mecánicas significativamente mejoradas respecto a las aleaciones microcristalinas.

La aleación AZ31 (Mg–2.9%Al–0.85%Zn–0.3%Mn) pertenece a las aleaciones del sistema Mg-Al-Zn. Son las más utilizadas desde que los materiales de magnesio se introdujeron en Alemania durante la Primera Guerra Mundial. El Al se adiciona para aumentar la resistencia mecánica, la conformabilidad y la resistencia a la corrosión. La adición de Zn mejora la resistencia y plasticidad, pero debe añadirse en porcentajes inferiores al 3% para no deteriorar el agrietamiento en caliente [3],[4]. En la Tabla 1 se muestran las propiedades físicas y mecánicas del magnesio y la aleación AZ31 [5].

PROPIEDAD	Mg	AZ31
Densidad (g/cm^3)	1,74	1,77
Dureza Brinell 5000Kg, 10mm	35	73
Alargamiento %	5-8	15
Coefficiente de expansión térmica (K^{-1})	$25 \cdot 10^{-6}$	$26 \cdot 10^{-6}$
Módulo elástico (GPa)	44	45
Resistencia a la tracción (MPa)	165-205	290
Punto de fusión ($^{\circ}\text{C}$)	648-649	605-360

Tabla 1. *Propiedades del Mg y la aleación AZ31*

En la actualidad encontramos diversas aplicaciones industriales de relevancia debido a las ventajas que ofrecen las aleaciones de magnesio. Encontramos dos industrias en las que las que sus propiedades específicas son el factor determinante: industria aeronáutica y aeroespacial e industria automotriz.

Las principales propiedades demandadas por la industria aeronáutica/aeroespacial son ligereza, elevada relación resistencia/peso y buena resistencia a la corrosión. Es muy importante también el comportamiento a altas temperaturas y en medios agresivos. Las aleaciones de magnesio se utilizan para las cajas de transmisión en helicópteros y en aviones. Los aviones de carácter civil llevan aleaciones de magnesio en motores y cajas de cambios mientras que en aplicaciones militares lo utilizan para las cajas de transmisión.

En cuanto a la industria de la automoción, el uso del magnesio como material ligero tiene una larga tradición. Desde principios del siglo veinte los coches de alto rendimiento utilizaban piezas de magnesio, pero no se usaron sistemáticamente en vehículos comerciales hasta que Volkswagen introdujo en el mercado en 1917 el modelo Escarabajo, que contenía alrededor de 20 kg de magnesio. Las aplicaciones de las aleaciones de magnesio en automoción han ido en aumento como método de reducción de peso, que permite a su vez un ahorro de combustible, reducción de emisiones, ruido y vibraciones. Actualmente, se están produciendo gran cantidad de componentes que presentan formas complicadas, como los armazones de los asientos o la estructura de los volantes. Otras aplicaciones incluyen llantas, tapas de alternador y cajas de cambios [6]. Hoy en día en los automóviles se utilizan en torno a 10–20 kg de magnesio por coche. De forma aproximada se calcula que 20 kg de magnesio pueden aportar un ahorro de 80 kg (el peso de una persona adulta) en el peso total del vehículo.

El objetivo de una mayor utilización de magnesio por parte de la industria es sólo posible si se desarrollan nuevos métodos de fabricación de componentes con menor coste. A parte de la propia colada se busca desarrollar rutas de procesamiento para realizar un trabajo mecánico posterior, a partir de chapa por ejemplo, a través de deformación tanto en frío como en caliente. Es aquí, dónde es de gran importancia conocer las propiedades de deformación y estabilidad que proporcionan los mapas de procesamiento.

1.3.2. Mapas de procesamiento

A la hora de diseñar diferentes procesos de conformado para la fabricación de piezas industriales, uno de los mayores retos es obtener las propiedades mecánicas y físicas buscadas y además definir unos parámetros claros para el proceso. Como se ha presentado antes en la introducción, además de tener en cuenta variables físicas externas al material como la temperatura, la velocidad de deformación, etc. se debe controlar también las propiedades microestructurales del material, como la densidad de defectos y su movilidad, la formación de subestructuras, tamaños de grano o segundas fases presentes. Como ya se ha dicho antes, existen dos tipos de mapas utilizados para estudiar y modelar estas características: mapas de deformación desarrollados por Frost y Ashby y mapas de procesamiento desarrollados por Raj.

En función de las condiciones en las que se realice el experimento, un material puede deformarse según varios mecanismos. Sin embargo, en un cierto intervalo de temperatura y velocidad de deformación, se puede considerar que sólo un único mecanismo actúa, ya que a pesar de ser independientes entre sí, todos ellos actuarán simultáneamente y el más rápido será el que controle la fluencia [15]. La principal aplicación de los mapas de deformación es determinar y predecir los mecanismos que controlan la deformación a diferentes temperaturas y velocidades de deformación.

1.3.2.1. Definición

En este trabajo desarrollaremos únicamente las bases teóricas de los mapas de procesado de Raj, ya que son los utilizados más adelante en el desarrollo experimental. Estos mapas son una extensión de los mapas de deformación hacia una aplicación más industrial, convirtiéndose en mapas de procesado.

En este tipo de mapa se consideran dos mecanismos de daño sufridos por el material cuando es deformado. El primero de ellos es la formación de cavidades en las proximidades de partículas duras. Esto ocurre cuando ciertas partículas no se deforman aunque si lo hacen los alrededores, que tienden a deformarse más que el resto de material. Encontramos entonces unas partículas que prácticamente no son deformadas mientras que su entorno próximo sufre una deformación mayor de lo esperado, lo que provoca endurecimiento y concentración de tensiones en las intercaras de la partícula. Si estas tensiones alcanzan valores muy altos puede ocurrir que o bien sistema partícula-matriz se separe o que la partícula se rompa. Ambos casos dan lugar a la formación de cavidades que facilitará una fractura dúctil. Altas temperaturas harán que la velocidad de formación de estas cavidades sea relativamente lenta debido al proceso de restauración. De la misma forma, bajas velocidades de deformación provocarán una concentración de tensiones menor en las proximidades de la partícula debido a los fenómenos de difusión. Teniendo estas condiciones, Raj determina unas condiciones límite de temperatura y velocidad de deformación para que ocurra la formación de cavidades cerca de partículas duras [2].

El segundo mecanismo de daño que es considerado se denomina fisura de junta triple o fisura en cuña. Esto ocurre cuando a altas temperaturas y bajas velocidades de deformación se produce deslizamiento de los límites de grano que causa grandes concentraciones de tensión. El mecanismo de daño es una respuesta ante estos incrementos de tensión. Cuando la velocidad de deformación de la matriz es mayor que la velocidad de deslizamiento de los bordes de grano, este efecto será despreciable y no se considera la fisura de junta triple. De la misma manera, velocidades de deformación bajas darán tiempo suficiente para la relajación de tensiones en la cuña. De nuevo encontramos el mecanismo de daño delimitado por ciertos límites [16].

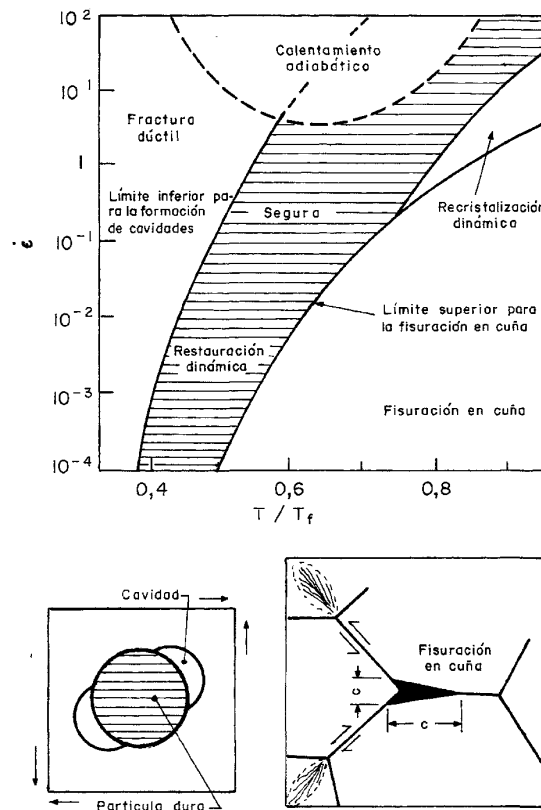


Figura 1. Mapa de Raj para el aluminio con indicación del límite inferior para la formación de cavidades y el límite superior para la aparición de la fisura en cuña

Como se aprecia en la Figura 1, en principio, siempre debe existir una zona “segura” donde no suceden mecanismos de daño. Esta zona segura será el intervalo idóneo para el procesamiento de nuestro material y está delimitado por ciertas temperaturas y velocidades de deformación.

Los mapas de procesamiento establecen un avance relevante en la optimización de procesos de conformado, ya que advierten visiblemente las regiones en las que la conformabilidad del material es pobre. Sin embargo, los mapas de Raj presentan ciertas limitaciones para aleaciones comerciales debido a la no disponibilidad de todos los datos requeridos para su trazado. Además, no es posible saber, *a priori*, todos los mecanismos microestructurales de daño que ocurren en el material para poder modelarlos adecuadamente [15].

1.3.2.2. Conceptos básicos de modelización: eficiencia y condición de estabilidad.

A la hora de estudiar un proceso de conformado, consideremos que se aplica una cierta cantidad de energía a la pieza conformada a través del útil de conformado. La

pieza disipará entonces, mediante procesos metalúrgicos, la energía aplicada de manera proporcional al nivel de energía suministrada. Por ejemplo, cuando la energía es suministrada a altas velocidades de deformación, el material responderá mediante procesos de fractura. Por otro lado cuando se aplica la energía a bajas velocidades de deformación, la pieza disipará esta energía por fluencia plástica, siempre que su microestructura lo permita. La eficiencia de disipación de energía de estos procesos metalúrgicos puede ser la misma, pero su variación con la velocidad de deformación puede no favorecer el alcance de las condiciones de estado estable.

La modelización para la elaboración de mapas de procesado se basa en el modelo dinámico de materiales desarrollado por Prasad y col. [17],[18] y analizado por Geggel y col. [19],[20] y Alexander [21]. Este modelo considera la pieza conformada el único elemento capaz de absorber energía y describe la variación de tensión de fluencia a partir de los parámetros de conformado, temperatura y velocidad de deformación. Esta relación se considera una propiedad intrínseca del material y trata de explicar la forma en la que disipa energía la pieza conformada, normalmente, a través de energía térmica y microestructural. Por lo tanto, es posible modelar la deformación en caliente por procesos termodinámicos que se rigen por la velocidad en la que se aporta la energía y la disipación de ésta mediante procesos metalúrgicos.

De aquí en adelante desarrollaremos el modelo teórico utilizado hasta llegar a los parámetros utilizados en los mapas de procesado. Comenzamos entonces con la ecuación que relaciona la variación de tensión con la velocidad de deformación, para una deformación y temperatura fija. Esta relación sigue una ley potencial de la forma:

$$\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (1)$$

Donde σ es la variación de tensión, K es una constante del material, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación y m se trata del coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación. Este último término es uno de los parámetros más relevante en este estudio como veremos más adelante. El valor de m para metales puros es la unidad o muy cercano, es decir, es independiente de la temperatura y la velocidad de deformación, mientras que para aleaciones más complejas es dependiente de estos dos factores [22].

La energía total disipada por un material deformado a una velocidad constante P , se expresa por el término $\sigma \cdot \dot{\epsilon}$ [23] que a su vez puede dividirse en dos partes:

$$P = \sigma \cdot \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma \, d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} \, d\sigma = G + J \quad (2)$$

Donde G se trata del contenido disipador y J es la función complementaria de G , llamada co-contenido disipador. Estos parámetros aparecen gráficamente representados en la Figura 2. Como se explica en el desarrollo siguiente, el parámetro G hace referencia a la energía disipada en forma de aumento de temperatura mientras que el parámetro J se refiere a la energía disipada por procesos microestructurales.

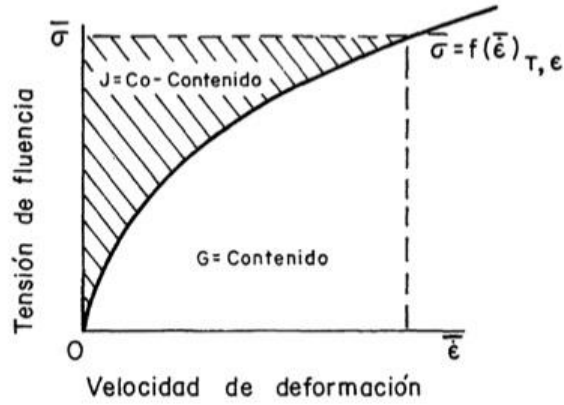


Figura 2. Representación gráfica de los parámetros G y J

Para desarrollar G y J se han de tener en cuenta los procesos microscópicos de deformación plástica [24]. La deformación plástica ocurre por el desplazamiento de dislocaciones sobre sus planos de deslizamiento. Supongamos un material bajo la acción de una tensión de cizalladura. Esta tensión aumentará la energía cinética y la energía potencial en el material, aunque la mayor parte de la energía potencial será transformada de forma instantánea en energía cinética. El total de energía cinética producida por la deformación plástica se convertirá en calor y a su vez, gran parte de este calor se disipará en forma de un aumento de temperatura, contenido disipador G , mientras que la parte restante lo hará en forma de defectos y dislocaciones. Como son absorbidos o “eliminados” estos defectos en el material es a lo que se refiere el parámetro J . Estos fenómenos de absorción de defectos y por lo tanto disipación de energía, pueden ser la restauración térmica o mecánica a altas temperaturas, procesos de formación de fisuras a bajas temperaturas que forman superficies libres de defectos o también procesos de difusión o transformaciones de fase. Por lo tanto el comportamiento dinámico del material puede explícitamente modelarse en términos de la variación de J con los parámetros del proceso.

En qué relación se reparte la energía entre estos dos parámetros se define mediante el coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación m . Haciendo uso de la ecuación (1) es fácil deducir que:

$$m = \frac{\delta \log(\sigma)}{\delta \log(\dot{\epsilon})} \quad (3)$$

Conjugando las ecuaciones (2) y (3) llegamos a que la relación en el contenido disipador y el co-contenido disipador se puede expresar de la forma:

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \cdot \sigma d\ln(\sigma)}{\sigma \cdot \dot{\epsilon} d\ln(\dot{\epsilon})} = \frac{\Delta \log(\sigma)}{\Delta \log(\dot{\epsilon})} \equiv m \quad (4)$$

De esta relación observamos que como caso extremo, el contenido de J puede ser igual al contenido de G . Este caso extremo sería el de un disipador lineal en el que $m = 1$ y dónde la mitad de la energía es disipada como deformación plástica mientras que la otra mitad se disipa como calor. Por el lado opuesto encontramos el caso en el que $m = 0$ y el material disipa toda la energía en forma de calor, pero nada mediante procesos metalúrgicos. Además en este caso, acumulará energía mediante la formación de defectos y dislocaciones.

Continuando con el desarrollo teórico, el parámetro J , co-contenido disipador, puede ser expresado a través de la integral que se exponía en la ecuación (2).

$$J = \int_0^\sigma \dot{\epsilon} d\sigma = \int_0^\sigma K' \cdot \sigma^{1/m} d\sigma \quad (5)$$

Donde K' es una constante tal que $K' = K^{1/m}$, siendo K la constante de la ley potencial de la ecuación (1). Es decir:

$$J = \frac{m \cdot \sigma \cdot \dot{\epsilon}}{m + 1} \quad (6)$$

El valor de J es el resultado de la interacción de los diferentes procesos metalúrgicos que ocurren en el material. Estos procesos tienen distintas características y es cuando dos o más de ellos ocurren simultáneamente cuando el valor de J alcanza su máximo. Como se ha presentado antes, la velocidad de destrucción de dislocaciones puede ser como máximo igual a la de formación de estas. Este el caso de un disipador lineal ($m = 1$) y $J_{M\dot{A}X} = \frac{\sigma \cdot \dot{\epsilon}}{2}$. Definimos a partir de la relación entre J y $J_{M\dot{A}X}$ el parámetro más relevante en los mapas de procesado: la eficiencia de disipación de energía η .

$$\eta = \frac{J}{J_{M\dot{A}X}} = \frac{2m}{m + 1} \quad (7)$$

La eficiencia de disipación es el parámetro representado en los mapas de procesado. La variación de η con la temperatura y la velocidad de deformación representa las características intrínsecas del material de disipación de energía mediante procesos microestructurales. Los mapas de procesado por lo tanto, representan estas variaciones de la eficiencia en diferentes dominios que son

relacionados con mecanismos microestructurales. La Figura 3 representa un mapa de procesado en su forma tridimensional y en su forma más habitual, con curvas de nivel o isoeficiencia.

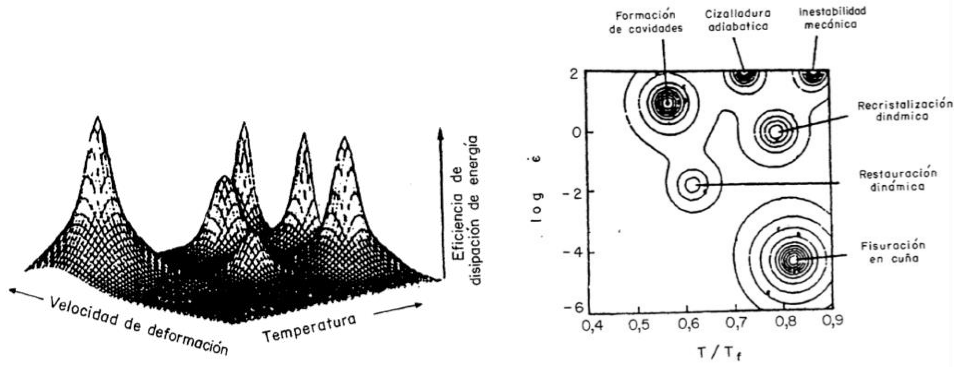


Figura 3. Mapa de procesado en forma tridimensional (izq.) y en forma de curvas de isoeficiencia (drch.)

Por último y para acabar con la explicación completa sobre mapas de procesado, se presentará el concepto de estabilidad en fluencia plástica. Aunque existen varios criterios de estudio en este trabajo, se hablará sólo de los principios extremos en la termodinámica irreversible de la fluencia plástica. Ziegler [24] expone algunos principios en la termodinámica irreversible aplicada a la mecánica continua de la fluencia plástica en las grandes deformaciones. La producción de entropía ($d^{(i)}S$) puede depender del estado del sistema y de su historia determinada por el incremento de deformación ($d x_k$). Además, puede expresarse en términos de la temperatura (θ) y del trabajo de disipación elemental ($d W^{(i)}$).

$$d W^{(i)} = X_k^{(i)} \cdot d x_k = \theta \cdot d^{(i)}S \geq 0 \quad (8)$$

Donde $X_k^{(i)}$ es la fuerza irreversible.

La velocidad del trabajo de disipación está relacionado con la velocidad de producción de entropía de la manera siguiente:

$$\frac{d W^{(i)}}{dt} = P^{(i)} = X_k^{(i)} \cdot \dot{x}_k = \frac{\theta \cdot d^{(i)}S}{dt} \geq 0 \quad (9)$$

Donde \dot{x}_k es la velocidad de deformación y $P^{(i)}$ es la energía disipada. En un estado dado del proceso, la velocidad del trabajo de disipación es una función de disipación $D(\dot{x}_k)$ del sistema.

$$P^{(i)} = D(\dot{x}_k) \quad (10)$$

La función de disipación representa el comportamiento constitutivo del material y se define por:

$$D(\dot{x}_k) = \frac{\theta \cdot d^{(i)}S}{dt} \geq 0 \quad (11)$$

La fuerza irreversible $X_k^{(i)}$ está relacionada con la velocidad de deformación \dot{x}_k , mediante la expresión:

$$X_k^{(i)} \cdot \dot{x}_k = D(\dot{x}_k) \geq 0 \quad (12)$$

Sobre la base de la función de disipación y el principio de la fuerza irreversible mínima, Ziegler [24] demostró que la fluencia estable ocurre si el cociente diferencial cumple la desigualdad:

$$\frac{dD}{dR} > \frac{D}{R} \quad (13)$$

Donde $R = (\dot{x}_k \cdot \dot{x}_k)^{1/2}$. Esto es equivalente a decir que la fuerza irreversible $X_k^{(i)}$ aumentará con la velocidad \dot{x}_k .

Kumar [25] y Prasad [26] aplicaron el principio continuo, descrito arriba, para desarrollar el criterio para predecir las inestabilidades metalúrgicas durante la conformación de un material. Puesto que J es responsable de la disipación de energía mediante procesos metalúrgicos, la función de disipación relacionada con la estabilidad metalúrgica está representada por J . Reemplazando D por J en la ecuación (13), se puede obtener la condición para la estabilidad metalúrgica a una deformación y temperatura constante:

$$\frac{dJ}{d\dot{\epsilon}} > \frac{J}{\dot{\epsilon}} \quad (14)$$

Substituyendo $J = \left(\frac{m}{m+1}\right) \cdot \sigma \cdot \dot{\epsilon}$ en la ecuación (14), se obtiene la condición de estabilidad

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln(\dot{\epsilon})} + m > 0 \quad (15)$$

Por lo tanto, la variación de $\zeta(\dot{\epsilon})$ con la temperatura y la velocidad de deformación constituye el mapa de inestabilidad que puede superponerse en el mapa de disipación de energía. El mapa de inestabilidad delinea las regiones de

inestabilidad donde el parámetro $\zeta(\dot{\epsilon})$ es negativo y serán, por tanto, zonas a evitar en el proceso de conformación.

El criterio continuo dado por la ecuación (15) predice la inestabilidad de fluencia (bandas de cizalladura adiabática, bandas de Luder, bandas de cizalladura localizada, bandas de fluencia localizada, etc.) en el régimen de altas velocidades (10 s^{-1}) [26],[27].

1.3.3. Ensayo “Small Punch”

El ensayo “Small Punch” o SPT se encuentra dentro de las técnicas alternativas para la caracterización mecánica de materiales metálicos. Se trata de un ensayo especialmente interesante ya que permite conocer características fundamentales de los materiales utilizando volúmenes de muestra muy pequeños. Es por sus reducidas dimensiones por lo que es considerado en ocasiones un ensayo quasi-no-destructivo o incluso no destructivo. Además estas características hacen que sea idóneo para caracterizar regiones muy pequeñas [28] o en casos en los que la falta de material impida el empleo de probetas con las dimensiones que requieren los ensayos de caracterización clásicos [29].

El ensayo SPT se desarrolló en el Instituto Tecnológico de Massachusetts (MIT), en el año 1981 para estudiar la fragilización de los materiales producida por radiación [30]. Continuó su desarrollo como ensayo en Japón, particularmente en la universidad Tohoku y en el Instituto Japonés de Investigación sobre Energía Atómica (JAERI) [31]. El instituto de Investigación de Potencia Eléctrica, (EPRI) fue el encargado de su desarrollo en E.E.U.U., mientras que en Europa los primeros trabajos sobre este ensayo aparecen en 1992 de la mano de la universidad de Swansea y la Agencia Europea de la Investigación (ERA), en Reino Unido [32] y también del Centro Electrónico Experimental Italiano (CESI), en Italia [33].

Las probetas que normalmente se usan en este ensayo son cuadradas, de $10 \times 10 \text{ mm}^2$ de sección y 0.5 mm de espesor, o bien discos de 3 mm de diámetro (probetas habitualmente utilizadas en microscopia electrónica de transmisión) y 0.25 mm de espesor. El ensayo consiste en fijar la periferia de la probeta, empotrándola entre dos matrices, para posteriormente deformar la probeta hasta su rotura utilizando un punzón de cabeza semiesférica (de 1.25 o de 0.5 mm de radio respectivamente para los dos tipos de probeta mencionados), tal y como se esquematiza en la Figura 4.

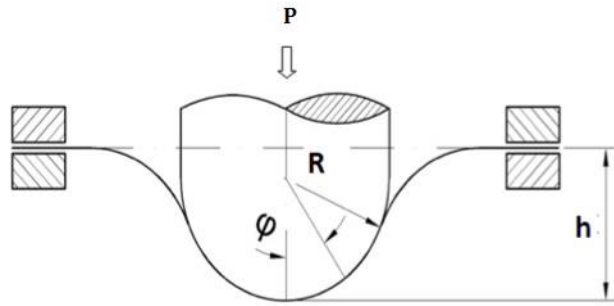


Figura 4. Esquema general del ensayo SPT

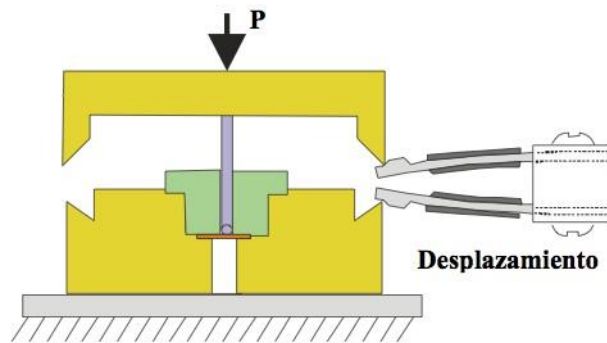


Figura 5. Montaje genérico del ensayo SPT

En la Figura 5 se representa un montaje genérico del ensayo. De éste se obtiene la relación entre la fuerza aplicada por el punzón en la muestra (P) frente al desplazamiento vertical del mismo δ . El ejemplo de una curva clásica obtenida por este ensayo sería la mostrada en la Figura 6 (ensayo realizado para el desarrollo del trabajo posterior a 200°C y 0.5 mm/min)

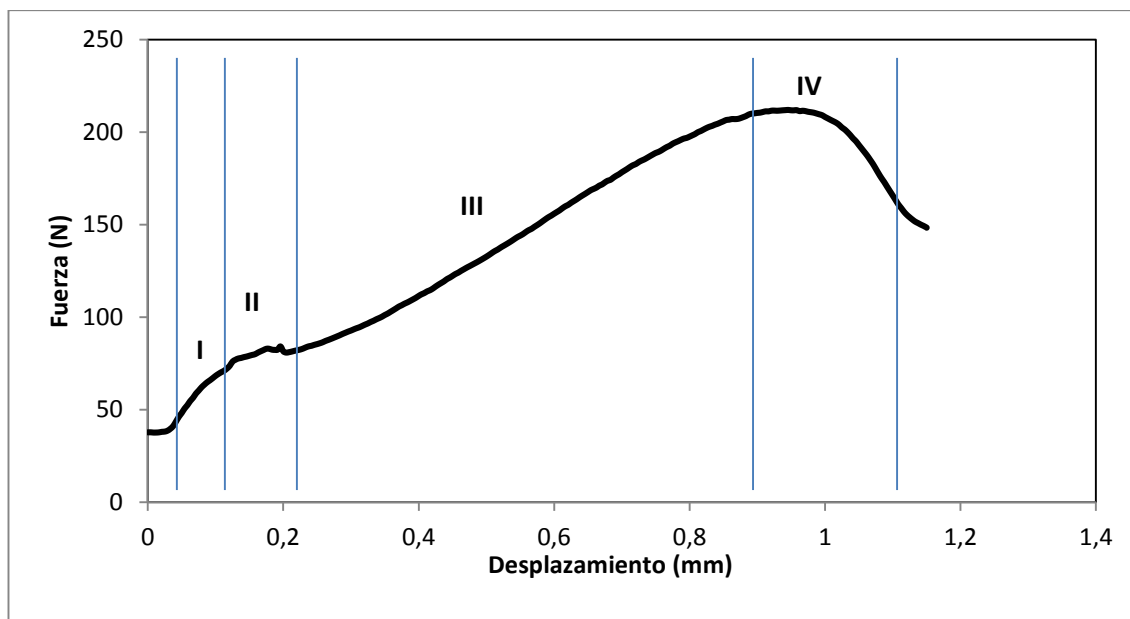


Figura 6. Curva típica de SPT

En la curva se observan fácilmente cuatro zonas bien diferenciadas (marcadas con números romanos en negrita en la Figura 6 que se identifican como regiones de comportamiento característico de materiales dúctiles:

- **Región I.** Se trata de una zona de deformación elástica. La relación Fuerza-Desplazamiento es lineal.
- **Región II.** Esta zona se denomina de transición elastoplástica. En esta región la deformación plástica ha comenzado ya en la zona de contacto punzón-probeta y el punzón se extiende hasta alcanzar todo el espesor de la probeta.
- **Región III.** Zona de deformación plástica generalizada. La deformación plástica se extiende a lo largo de toda la probeta y tiene lugar un adelgazamiento importante del espesor.
- **Región IV.** La última región es la zona de inestabilidad plástica y rotura. En las proximidades de la fuerza máxima se da la inestabilidad plástica con la formación de grietas que cuando atraviesan todo el espesor de la probeta dan lugar al descenso de la carga que se observa al final del ensayo.

En los últimos años se ha utilizado este tipo de ensayo con éxito para realizar obtener diferentes propiedades del comportamiento a tracción de materiales metálicos como el módulo de Young [33] el límite elástico [34],[35] o la tensión de rotura [36],[37]. Estos se obtienen analizando las diferentes zonas, ya que se deducen una serie de parámetros característicos directamente relacionados con las propiedades mecánicas del material ensayado:

- Pendiente del tramo inicial lineal (régimen elástico), P/δ .
- Fuerza para la que se inicia el régimen plástico, P_y .
- Fuerza máxima registrada en el ensayo, $P_{M\acute{A}X}$.
- Desplazamiento en el punto de fuerza máxima, $\delta_{M\acute{A}X}$.

Estos parámetros divididos por las correspondientes potencias del espesor de la probeta t ($\frac{P_y}{t^2}, \frac{P_{M\acute{A}X}}{t^2}, \frac{\delta_{M\acute{A}X}}{t^2}$) se relacionan directamente con los parámetros antes mencionados.

Por último, destacar que este trabajo se centra por completo en las regiones I, II y III, ya que es dónde tiene sentido estudiar los mapas de procesado. Además en la zona III disponemos de una amplia zona de deformación plástica dónde poder desarrollar diferentes estudios haciendo uso de las mismas curvas y ensayos. Se utilizarán entonces la relación entre la fuerza aplicada con el desplazamiento para hallar los valores de fluencia plástica necesarios para el desarrollo completo del mapa de procesado.

2. Proceso Experimental

2.1. Material

El material empleado en este trabajo, son planchas de la aleación de magnesio AZ31 suministradas por el Grupo Antolín (Burgos, España). Estas planchas fueron conformadas por laminación después de colada y tienen unas dimensiones de 55 x 35 cm y espesor inicial de 1 mm.

2.1.1. Caracterización

La caracterización del material, se lleva a cabo de forma completa en las instalaciones del departamento de Ciencia e Ingeniería de los Materiales de la Universidad Carlos III de Madrid. Se realizará un estudio de la chapa recibida a través de análisis microestructural, utilizando tanto microscopía óptica como microscopía electrónica de barrido, además de un análisis de identificación del material, a través de difracción de rayos-X.

En primer lugar, el suministrador del material, Grupo Antolín (Burgos, España), facilita unos valores para la composición del material que son los reflejados en la Tabla 2.

Elemento	Al	Zn	Mn	Fe	Si	Ti	V	Mg
Composición	2.29	1.81	0.130	0.037	0.766	0.03	0.279	94.65

Tabla 2. *Composición del material según suministrador*

Al recibir las planchas del material del suministrador, se realiza una primera preparación de muestras para el análisis de caracterización que se compone de una primera parte de lijado con hojas de grano 320, 600 y 1000 para después, pulir a espejo mediante abrasivo. A este primer lote de muestras, se le realiza un estudio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido que se recoge en Figura 7, Figura 8 y Figura 9.

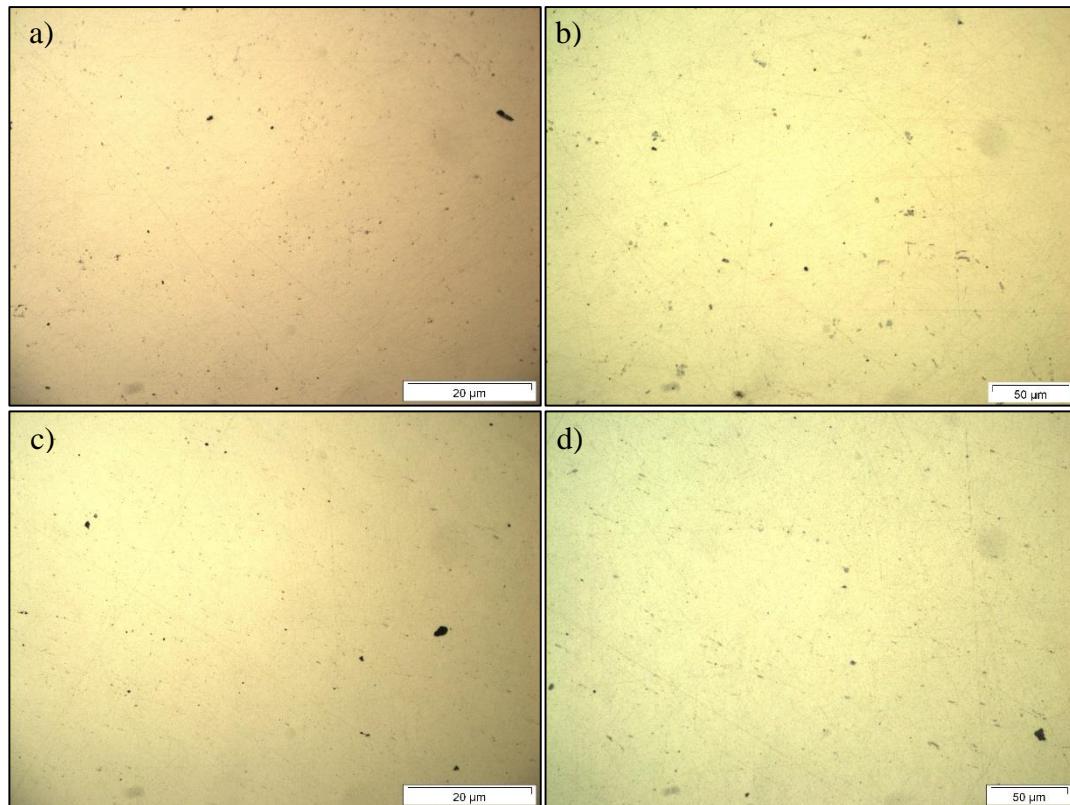


Figura 7. Imágenes de microscopía óptica (a) Superficie a 200x (b) Superficie a 500x (c) Sección transversal a 200x (d) Sección transversal a 500x

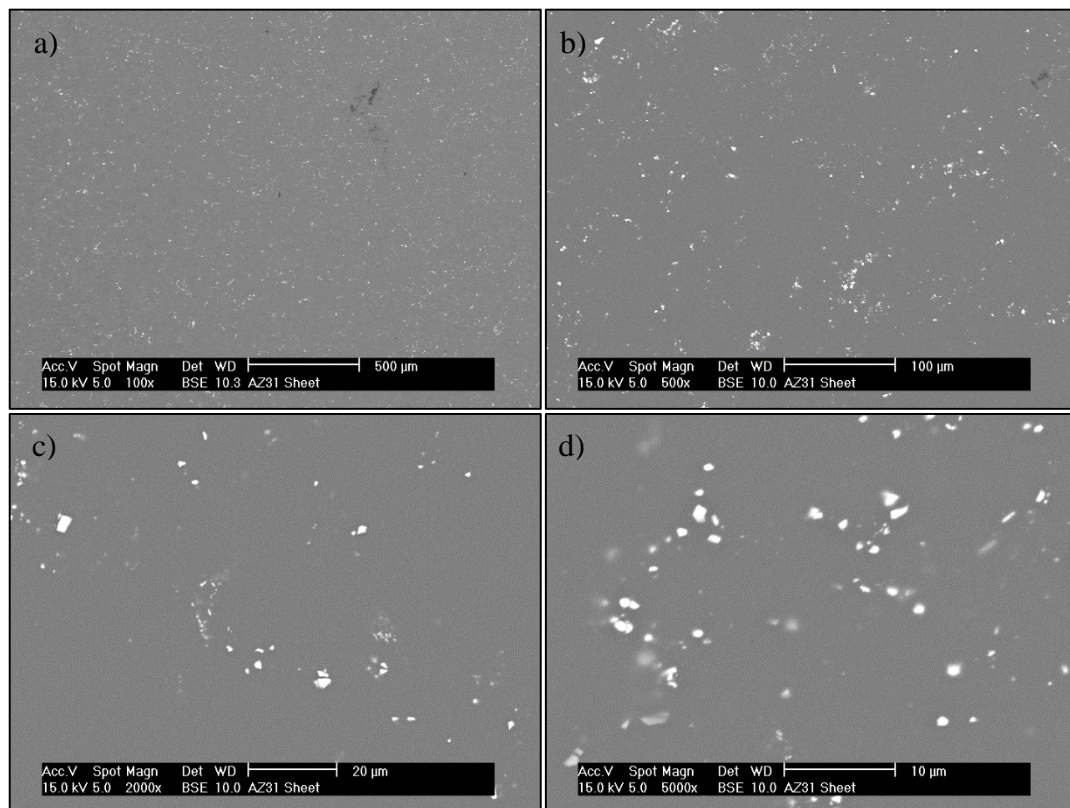


Figura 8. Imágenes de microscopía electrónica de la superficie (a) 100x (b) 500x (c) 2000x y (d) 5000x

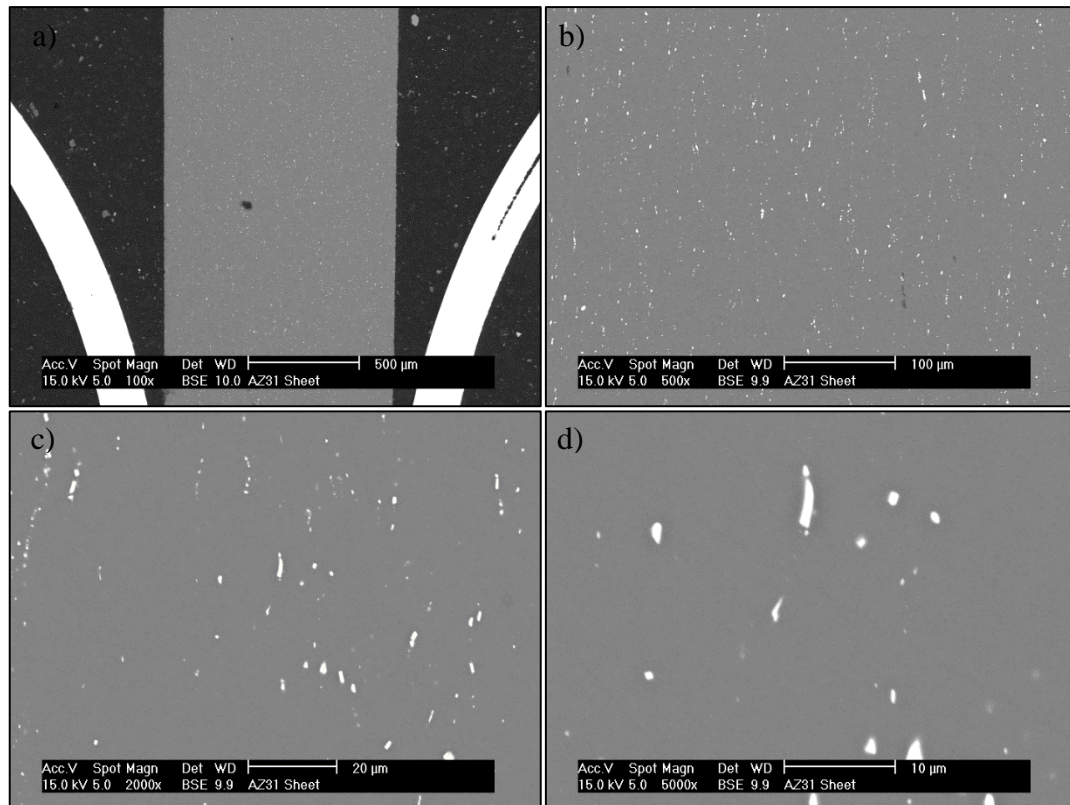


Figura 9. Imágenes de microscopía electrónica de la sección transversal (a) 100x (b) 500x (c) 2000x y (d) 5000x

De los dos estudios de micrografía, realizaremos el análisis microestructural sobre las imágenes de microscopía electrónica. En las imágenes observamos una matriz homogénea compuesta por una fase α -Mg, que aparece en tono gris, y precipitados de intermetálico que destacan en tono blanco sobre la matriz. Los precipitados son redondeados con un tamaño de 2-3 μm y homogéneamente distribuidos en la superficie de las probetas (Figura 8) mientras que en la sección transversal (Figura 9), se aprecia el cambio de morfología de éstos, a unos precipitados alargados y orientados en la misma dirección, consecuencia de la deformación mecánica realizada en la fabricación para obtener las planchas. Estos precipitados deformados en la dirección de laminación, tienen un tamaño de entre 2 y 5 μm .

Los precipitados a los que se ha hecho referencia, aunque sin poder demostrarlo experimentalmente en nuestras probetas, debido a la imprecisión del análisis de difracción de rayos-x como veremos más adelante, se puede asegurar que están compuestos por una fase β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, típica en las aleaciones de AZ de Mg con alto contenido en Al según bibliografía [38]. Estas aleaciones, normalmente, tienen una gran cantidad de precipitados β que se forman durante la solidificación del metal. Generalmente, el alto contenido en precipitados β , es considerado un factor en contra de las propiedades mecánicas y la conformabilidad de las aleaciones AZ Mg, por lo que, habitualmente, después de la colada se realiza un tratamiento de envejecimiento (calentar hasta 415 $^{\circ}\text{C}$ y mantener esta temperatura durante 12-14h) antes de cualquier otro tratamiento termo-mecánico [39]. Sin

embargo, algunos investigadores apuntan que los precipitados β pueden ser beneficiosos para la deformación en caliente de las aleaciones AZ de Mg [40].

Las imágenes de microscopía óptica (Figura 7), aparte de apoyar lo deducido antes de la micrografía electrónica, aportan información adicional sobre la porosidad de las muestras. Encontramos una porosidad distribuida homogéneamente con poros redondeados de hasta 5 μm de diámetro. Al igual que ocurre en el caso de los intermetálicos, los poros ven aumentado su tamaño en la sección transversal respecto a la superficie, otra vez consecuencia del proceso de laminación por el que han sido fabricadas las planchas.

En conclusión, la microestructura obtenida, es la microestructura típica de la aleación AZ31, que además, refleja el proceso de deformación plástica, al que ha sido sometido el material después de ser conformado, para ser transformado en chapa de pequeño espesor.

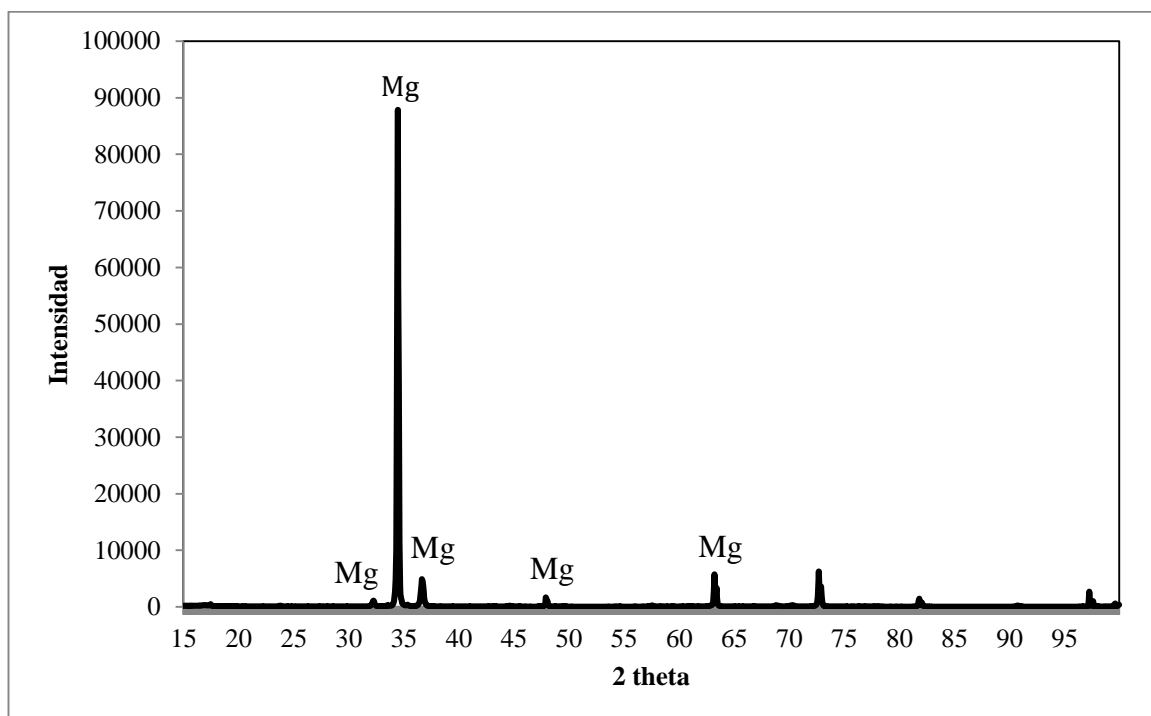


Figura 10. Espectro de difracción de rayos X de chapa de la aleación AZ31

En cuanto a la identificación del material, como se ha dicho al principio de esta sección, se desarrolla un análisis a través de difracción de rayos X en las instalaciones de la Universidad Carlos III de Madrid. El difractograma obtenido es el representado en la Figura 10. Los máximos de difracción más agudos, corresponden al magnesio existente en los substratos metálicos (PDF 00-001-1141, International Center for Diffraction Data, 2010). A pesar de la buena identificación en la figura de los picos de magnesio, no es sencillo identificar los picos de la fase de intermetálico precipitados β . La Figura 11 muestra una ampliación del difractograma anterior para la zona de valores 2 theta más relevantes en la identificación del Mg.

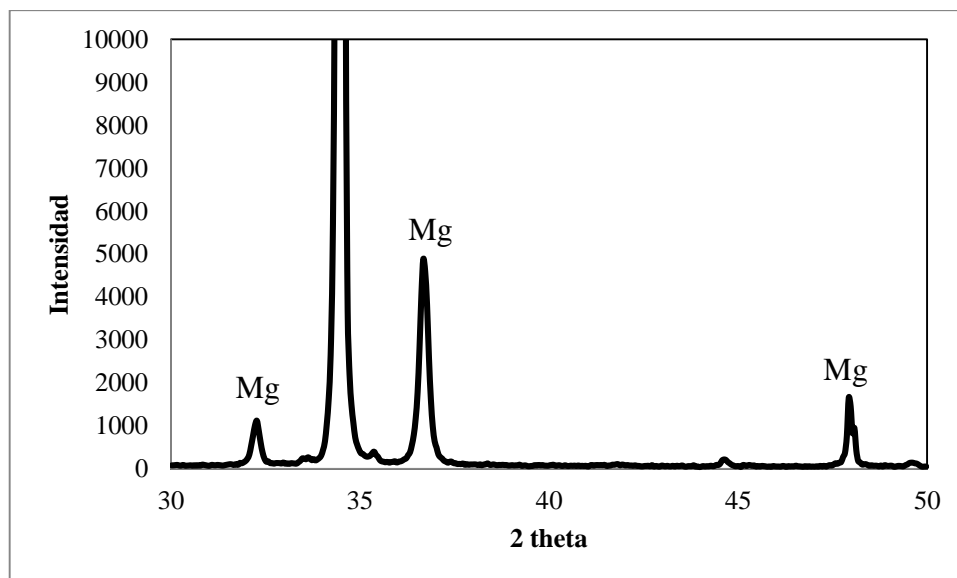


Figura 11. Ampliación del espectro de difracción de rayos X de chapa de la aleación AZ31

El no encontrar de forma clara en los difractogramas una evidencia de la fase de precipitados β , puede venir dado porque el pico de mayor intensidad de esta estructura, se da en las inmediaciones de los más agudos para el Mg. A pesar de este hecho, el difactograma obtenido en el laboratorio se asemeja enormemente a los documentados en bibliografía para la aleación Mg AZ31 en PDF 00-001-1141, “International Center for Diffraction Data”, 2010.

2.1.2. Preparación de probetas para el Ensayo SPT

El ensayo SPT, se caracteriza por las pequeñas dimensiones de las muestras utilizadas. En nuestro caso, la matriz utilizada para realizar el ensayo requiere probetas cuadradas de 14 x 14 cm de área y 0,40 mm de espesor. La preparación de las probetas se realiza en diferentes pasos.

En primer lugar, la chapa original de 55 x 35 cm es dividida en muestras cuadradas de 14 x 14 cm por el personal de laboratorio del departamento de ciencia e ingeniería de materiales de la Universidad Carlos III de Madrid. Las muestras son trasladadas al Instituto Madrileño de Estudios Avanzados en Materiales (IMDEA Materiales) para continuar allí con su preparación.

El espesor original de la chapa es de 1 mm, por lo que, este debe ser reducido a 0,40 mm que es el espesor que pide el estándar de nuestro ensayo. En un primer intento, se utilizan algunas muestras para realizar ensayos con una lijadora automática con el fin de devastar los 0,60 mm sobrantes de espesor. Estas pruebas no fueron fructíferas, debido a las pequeñas dimensiones de las muestras, quedando el espesor totalmente no homogéneo en la extensión de la probeta. Se decide finalmente, realizar el devastado a mano, que se efectúa en tres etapas:

- Reducción desde 1,00 mm hasta 0,60 mm: Se utiliza hoja de lija 320.
- Reducción desde 0,60 mm hasta 0,50 mm: Se utiliza hoja de lija 600.
- Reducción desde 0,50 mm hasta 0,45 mm: Se utiliza hoja de lija 1200.

Los últimos 0,05 mm, son reducidos a través de un pulido con abrasivo de tamaño de grano 1 μm . Durante todo el proceso de reducción de espesor de las probetas, se controla el espesor utilizando un comparador de reloj con una resolución de 0,01 mm.

Al terminar la reducción, las muestras ya se consideran preparadas para la realización del ensayo.

2.2. Ensayo SPT

Una vez preparadas las muestras, se lleva a cabo el Ensayo SPT en las instalaciones de IMDEA Materiales.

Los ensayos se realizan utilizando la infraestructura propia del centro, para análisis de propiedades mecánicas. En concreto se utiliza la máquina de ensayos universal electromecánica INSTRON 3384, con células de carga de 10 kN y extensómetros. Esta máquina está compuesta de dos punzones, que serán los encargados de transmitir la fuerza a la matriz. El pistón superior es móvil, mientras que el inferior es fijo. Para los test a temperatura se combina la máquina de ensayos con la cámara climática INSTRON 3119, la cual tiene un rango de temperatura entre -150 y 600 °C. Además, para el registro de la temperatura, se utilizan dos termopares independientes. El primero se encuentra fijo dentro de la cámara climática, mientras que el segundo tiene una sonda tipo cable, que se introduce en la cámara climática y puede ser situado en diferentes posiciones dentro de ella. En la Figura 12 se encuentran dos fotos de los dispositivos descritos.



Figura 12. *Infraestructura propia de IMDEA Materiales.*

La matriz propia del SPT, fue fabricada específicamente para IMDEA Materiales, con el fin de realizar este tipo de ensayo. Fabricada en acero de herramientas, su temperatura máxima de uso es de 650 °C, aproximadamente. Está compuesta de dos partes: la propia matriz y el mini-punzón. Una breve descripción de las partes de la matriz se detalla en la Figura 13.

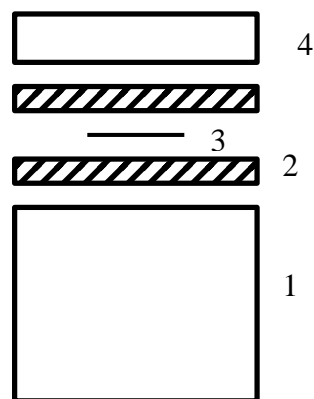


Figura 13. *Detalle de las partes que componen la matriz de SPT. 1-Base de la matriz; 2-Mordazas de agarre de la muestra; 3-Muestra ensayada; 4- Cubierta superior y zona de contacto con la base del punzón*

Todas las partes que componen la matriz, están perforadas circularmente en el centro para permitir a la cabeza del punzón que llegue hasta la muestra. Una vez colocada la muestra en su lugar, todas las partes se unen a través de cuatro cabezas roscadas que atraviesan desde la cubierta superior hasta la base de la matriz. Es de vital importancia que el torque dado a estas cuatro cabezas roscadas, sea el mismo, para asegurar la perpendicularidad de la muestra frente a la cabeza del punzón durante el ensayo.

El mini-punzón tiene una longitud de 14 mm y su cabeza tiene un diámetro de 2,4 mm. Está unido a una base plana sobre la que se cargará la fuerza del ensayo. Cabe destacar que el punzón nunca llega ser introducido totalmente en la matriz, ya que el ensayo acaba, en último extremo, cuando rompe la muestra. Esto ocurre mucho antes de que entren en contacto la base del punzón y la cubierta de la matriz. La Figura 14 es una representación de la forma del mini-punzón.

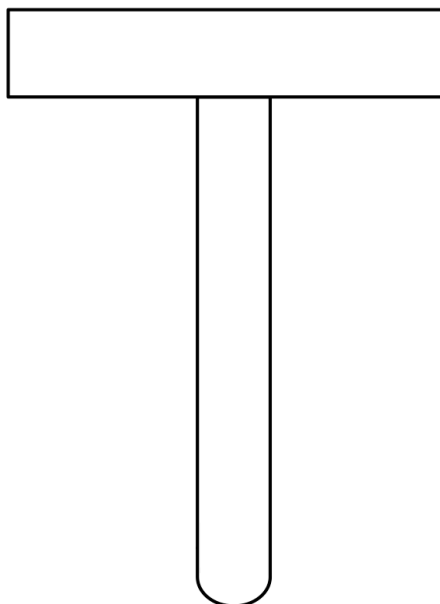


Figura 14. *Detalle de la forma del mini-punzón*

Una vez ensambladas todas las partes de la matriz con la muestra en el interior, se introduce la cabeza del punzón por el orificio central de la cubierta superior hasta que hace contacto con la muestra. Previamente, el mini-punzón es ligeramente lubricado para evitar tensiones de cizalladura entre la matriz y el mini-punzón. Una vez realizado el montaje de matriz-muestra-punzón, éste se coloca entre los dos punzones de la máquina de ensayos y se ajusta el punzón superior de la máquina hasta que entre en contacto con la zona plana del mini-punzón, pero sin llegar a hacer presión relevante. La Figura 15 son imágenes reales de la matriz, el punzón, el montaje y la colocación entre los punzones de la máquina de ensayo antes del contacto.

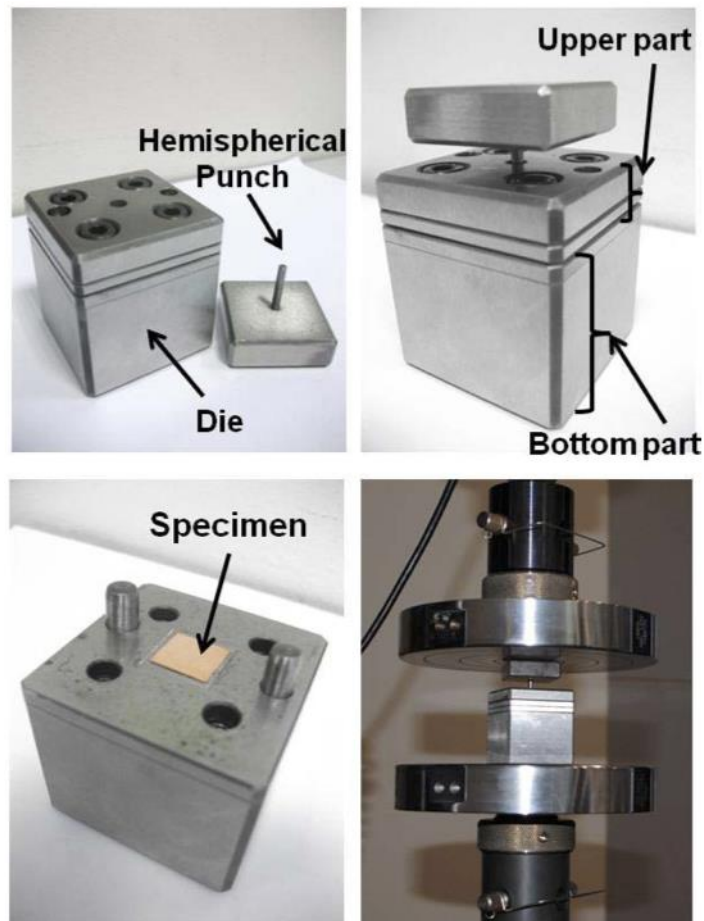


Figura 15. Matriz, punzón y montaje utilizado.

En el caso de los ensayos a alta temperatura, una vez realizado el ajuste descrito previamente, se establece la temperatura de la cámara climática a la necesaria para el ensayo. Hasta que los dos termopares (el fijo en la cámara climática y el de sonda móvil) no marcan la misma temperatura, no se considera que se ha alcanzado la velocidad de ensayo.

Los ensayos son controlados por el software de INSTROM *Bluehill 3 Testing Software for Mechanical Testing Systems*. Gracias a este software se definen rutinas fijas que se siguen en todos los test. Las características principales de los ensayos realizados son:

- Velocidad de bajada del punzón constante. Fijada en unidades de mm/min.
- Finalización del test cuando la fuerza ejercida decae hasta un 75% de la fuerza máxima alcanzada hasta el momento durante el ensayo.

Estas condiciones nos aseguran dos características indispensables de nuestro ensayo: primero, asegurar una velocidad de deformación constante y, segundo, finalizar el ensayo cuando la probeta esté ya fracturada o a punto de hacerlo. Además así evitamos el supuesto caso comentado antes en esta sección, de la base del mini-punzón haciendo contacto con

la cubierta de la matriz, que expondría a ambas partes del ensayo a tensiones innecesarias que podrían dañar la matriz y el punzón.

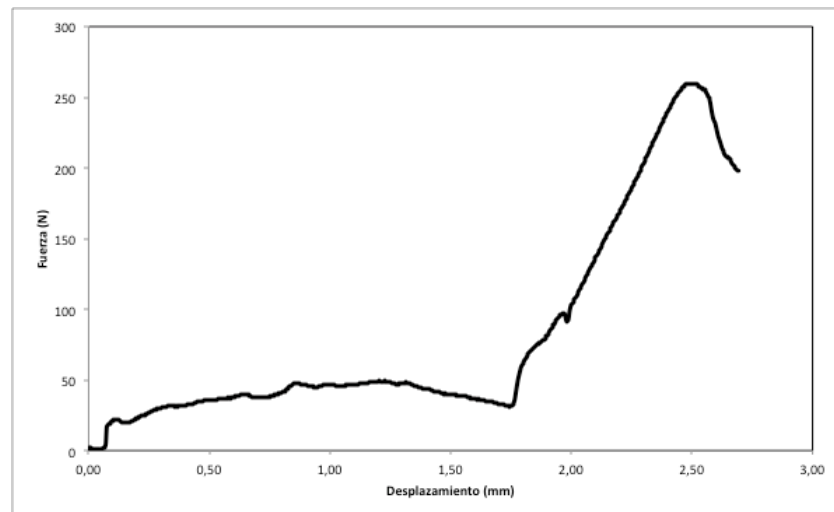
De esta forma se realizan múltiples ensayos, cubriendo un rango de temperaturas desde temperatura ambiente, hasta 400°C. Igualmente, para cada temperatura ensayada, se cubre un rango de velocidades desde 0.05 mm/min hasta 50 mm/min.

3. Análisis y Resultados

3.1. Curvas Fuerza-Desplazamiento.

La curva típica obtenida del ensayo SPT directamente del equipo de ensayo es la mostrada en la Figura 8 (a).

a)



b)

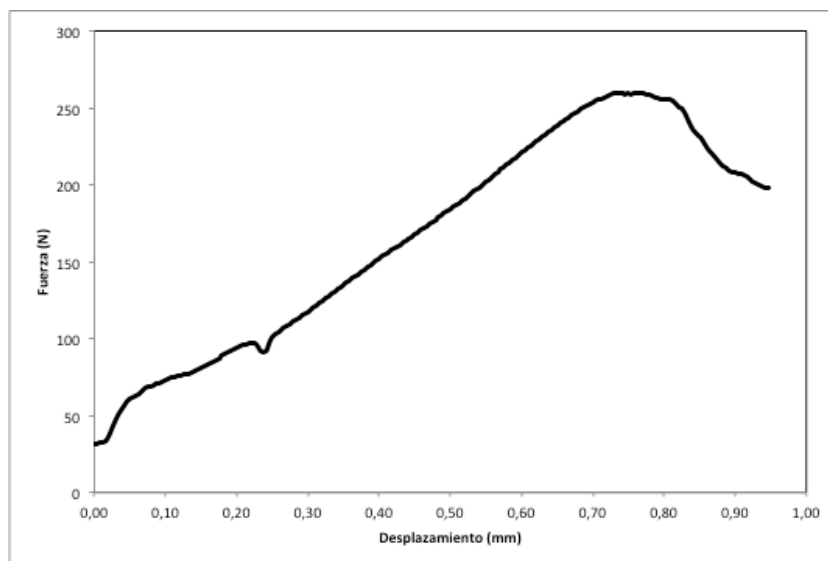
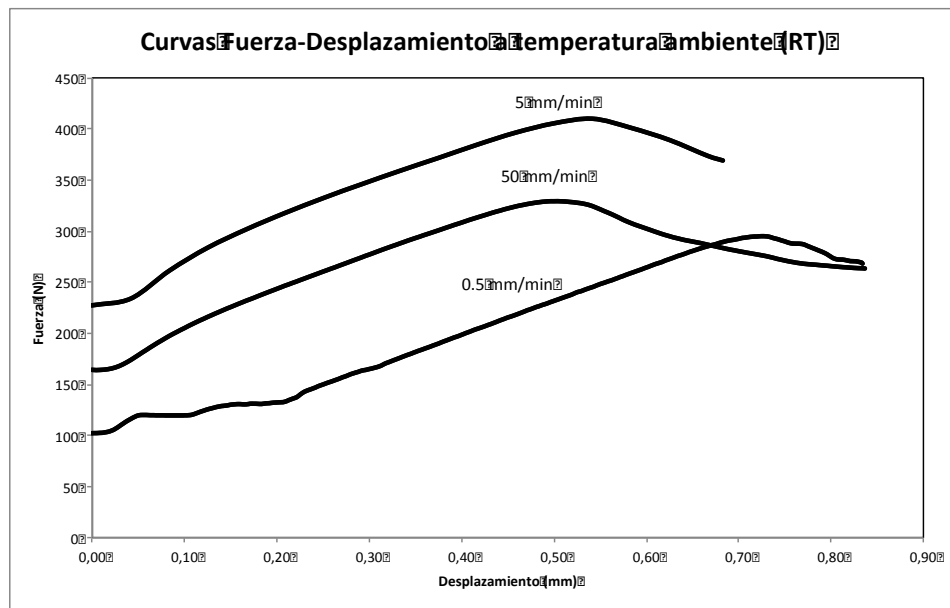


Figura 16. Curva fuerza-desplazamiento a 100°C y velocidad de desplazamiento 0.5 mm/min. (a) Curva original. (b) Curva tratada

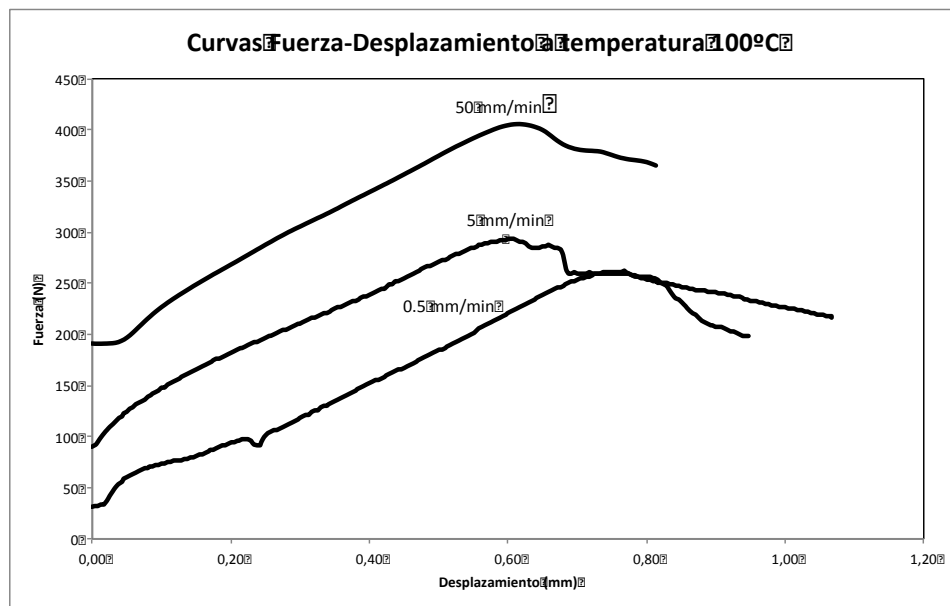
En la Figura 16 (a), se puede apreciar una primera zona donde la relación Fuerza-Desplazamiento nada tiene que ver con el comportamiento del material. Esta zona refleja la aproximación entre el punzón y la matriz de ensayo SPT. En el punto en el que la curva empieza a ascender con una pendiente constante y muy superior, consideramos que comienza el ensayo. Por lo tanto, las curvas que utilizamos en el estudio, son las originales obtenidas de la máquina de ensayo, restando esta primera parte considerada de aproximación. Cabe destacar, que es simplemente la distancia recorrida por el punzón de la máquina hasta que se ensamblan todas las partes de la matriz y el mini-punzón, la magnitud que restaremos a nuestras gráficas. No así la Fuerza que realiza el punzón para llegar hasta este punto, dado que cuando comienza el test, la probeta se encuentra directamente sometida a esta fuerza inicial. Por lo tanto, las curvas finales de nuestro ensayo, tienen una forma como la mostrada en la Figura 16 (b), comenzando la deformación en el origen de coordenadas y el origen de la fuerza, la del momento de contacto entre mini-punzón y probeta.

Las curvas fuerza-desplazamiento a temperaturas de ensayo desde temperatura ambiente (RT: Room Temperature), 100°C, 200°C, 300°C y 400°C a diferentes velocidades de deformación son las mostradas en la Figura 17 (a), (b), (c), (d) y (e) respectivamente. Estas curvas han sido modificadas como se ha descrito al principio de la sección.

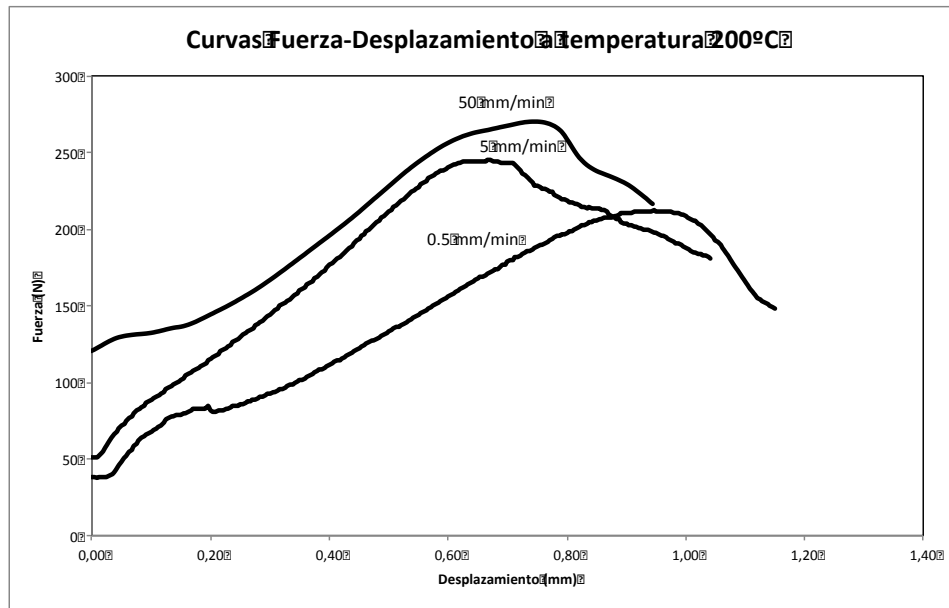
a)



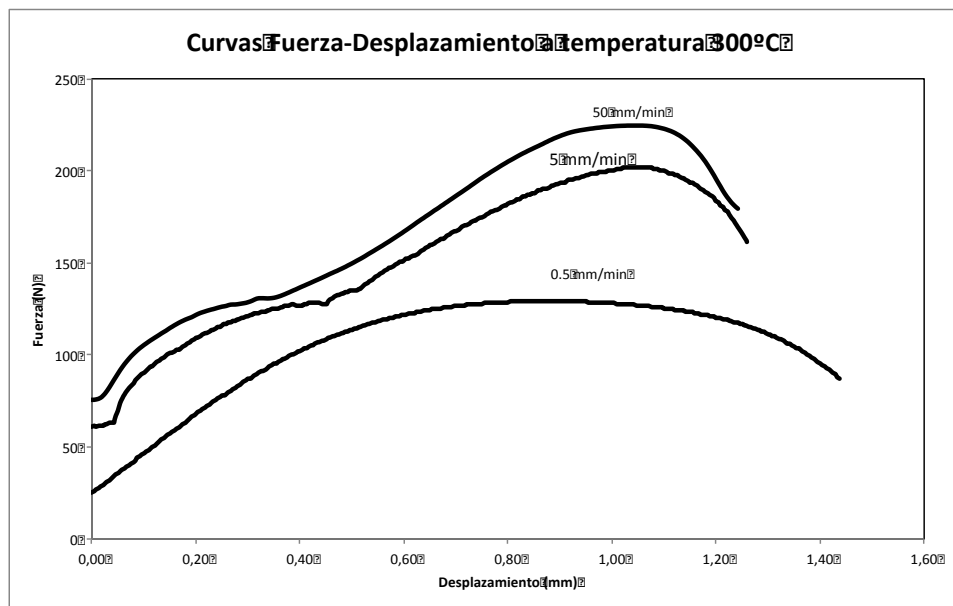
b)



c)



d)



e)

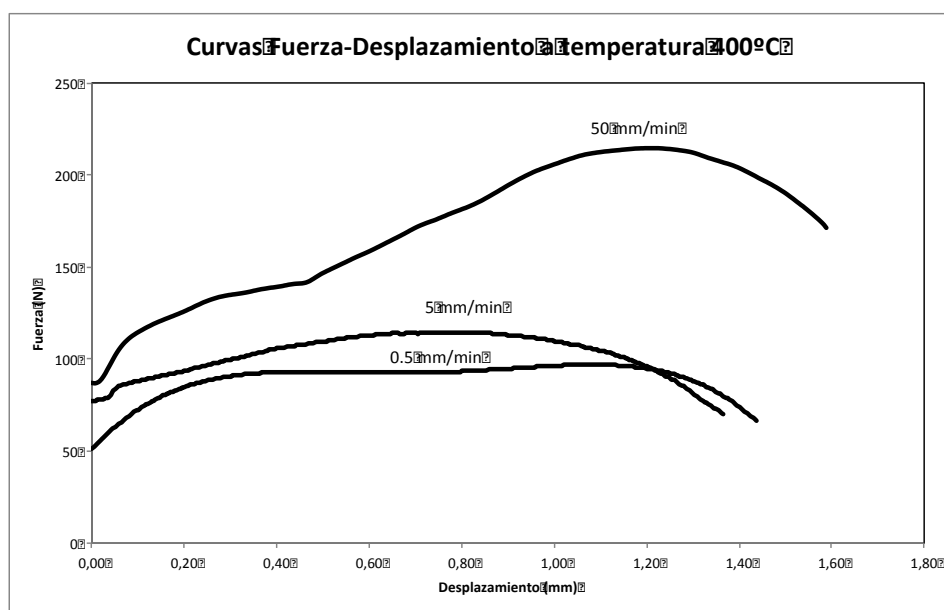


Figura 17. Curvas Fuerza-Desplazamiento a diferentes velocidades de desplazamiento y temperaturas: (a) RT, (b) 100°C, (c) 200°C, (d) 300°C y (e) 400°C

Se puede observar en las curvas expuestas en la Figura 17, que por norma general, un aumento de la temperatura con velocidad constante supone un incremento en el desplazamiento máximo que soporta la probeta antes de entrar en la región IV de la curva típica de Fuerza-Desplazamiento (Figura 6). Como se explicaba en la parte introductoria de este trabajo (1.3.3), esta región es la zona de inestabilidad plástica y rotura, en la que en las proximidades de la fuerza máxima, se produce la inestabilidad plástica con la formación de grietas, que cuando llegan al atravesar todo el espesor de la probeta, dan lugar al descenso de la carga que se aprecia al final del ensayo. Este fenómeno de aumento del desplazamiento a fuerza máxima, viene dado por la mayor conformabilidad de los materiales metálicos al aumentar la temperatura de trabajo. Además se observa también una importante disminución en el valor de la fuerza máxima que soporta el material según incrementamos la temperatura.

Por otro lado, un aumento en la velocidad de desplazamiento del punzón, supone un incremento en la fuerza máxima ejercida por el material frente a la deformación. Este fenómeno, de nuevo típico en los materiales metálicos, no se cumple a temperatura ambiente por razones de estabilidad que se explicarán más adelante al analizar los mapas de procesado. Después de alcanzar la fuerza máxima, encontramos una disminución en la fuerza ejercida por el material que se debe, como se ha mencionado, a la aparición de microgrietas que desencadenarán la rotura. Al contrario que en el caso de la temperatura, un aumento en la velocidad de desplazamiento da lugar a una mayor fuerza máxima ejercida por el material frente al punzón.

Cabe recordar que tanto la temperatura como la velocidad de deformación, son factores que afectan a la termodinámica de la deformación del material de forma opuesta. Un aumento en temperatura, supone un aumento en la energía interna del material que favorece el movimiento de defectos y dislocaciones con lo que facilita la deformación y disminuye el esfuerzo que se ha de realizar para conseguirla. Por el contrario, un aumento en la velocidad de desplazamiento a temperatura constante, tiene el efecto inverso al no dotar de suficiente tiempo ni energía a la estructura interna del material, lo que conlleva una mayor resistencia y un menor desplazamiento antes de la rotura.

Podemos afirmar entonces, viendo las curvas, que a baja temperatura y alta deformación encontramos zonas donde la fractura se ve favorecida. También a velocidades altas y temperaturas medias, el efecto de la velocidad de deformación, no parece ser tan determinante como a bajas y altas temperaturas, lo que nos da pie a pensar que en estas zonas veremos un comportamiento anómalo del material que irá ligado a una mayor inestabilidad.

3.2. Mapas de procesado

Se desarrollan tres mapas de procesado para diferentes valores de desplazamiento, que equivalen a diferentes regiones de la curva típica del EMP antes de llegar a la zona de inestabilidad: 0.1 mm, 0.3 mm y 0.5 mm. Estos valores son equivalentes a los valores de deformación (ε): 0.03, 0.12 y 0.24 respectivamente. En los mapas de procesado los números de los diferentes contornos representan la eficiencia de disipación de energía a través de mecanismos metalúrgicos (η), como se explicó en la sección introductoria de este trabajo. Las zonas ralladas representan las zonas de inestabilidad dónde la condición de inestabilidad ($\zeta(\dot{\varepsilon})$) es negativa.

Los mapas de procesado se obtienen, para cada deformación, ensayando mediante SPT la chapa preparada de acuerdo con la sección 2, y a las temperaturas y velocidades de deformación allí relacionadas. Cabe destacar, que los resultados arrojados por los ensayos realizados en este trabajo, tienen unidades de fuerza (N), desplazamiento (mm) y velocidad de desplazamiento (mm/min) y que para poder obtener los parámetros que definen un mapa de procesado (de acuerdo con el ANEXO II. Cálculo de los parámetros de dibujo de los Mapas de Procesado) se necesitan valores de tensión (MPa) y velocidad deformación (s^{-1}). Para pasar de unos resultados expresados en unidades de fuerza-desplazamiento a valores de tensión-deformación fiables, se desarrolla una sistemática basada en un desarrollo matemático que se explica en el ANEXO I: Transformación de unidades de los parámetros de deformación obtenidos por SPT.

En la Figura 18, se muestra el mapa desarrollado para una deformación $\varepsilon = 0.03$ sin realizar ningún tipo de análisis sobre el mismo.

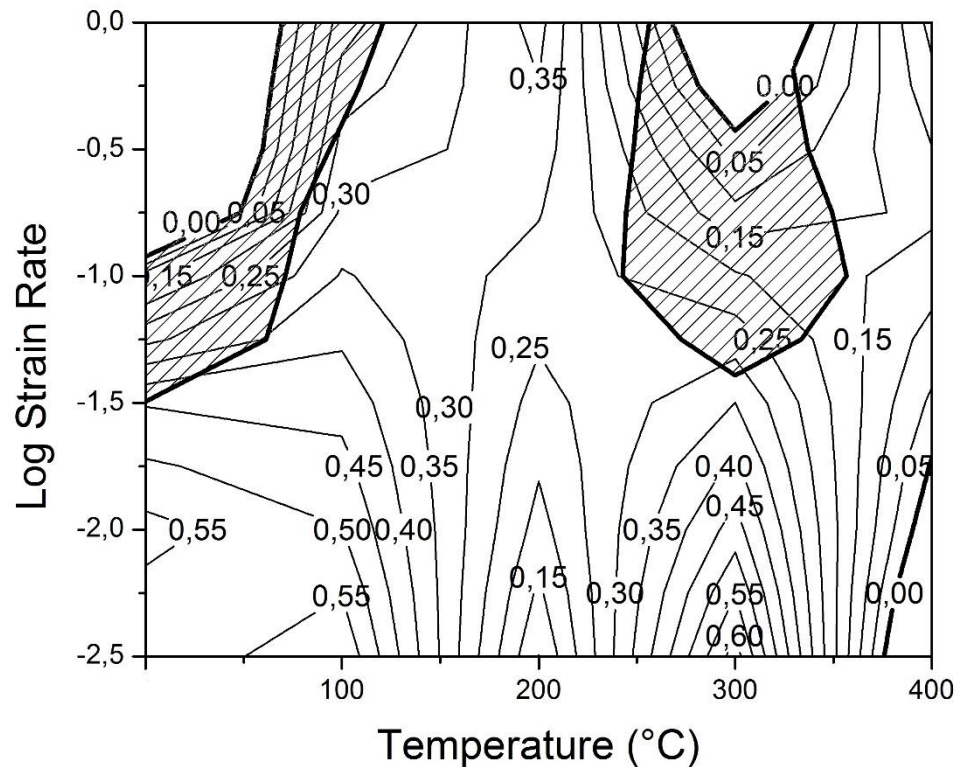


Figura 18. Mapa de procesado sin analizar para $\varepsilon = 0.03$

En la Figura 19 se muestran los mapas desarrollados y analizados para los diferentes valores de deformación ($\varepsilon = 0.03, 0.12$ y 0.24). Estos valores de deformación, corresponden a los valores de desplazamiento:

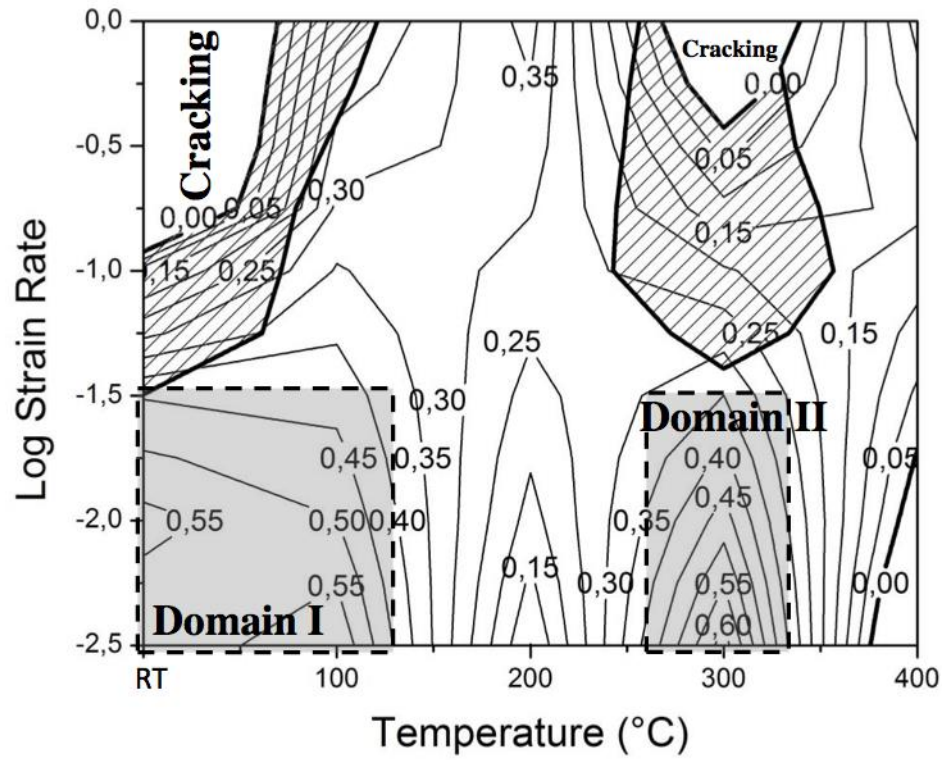
$$d = 0.1 \text{ mm} \Leftrightarrow \varepsilon = 0.03$$

$$d = 0.3 \text{ mm} \Leftrightarrow \varepsilon = 0.12$$

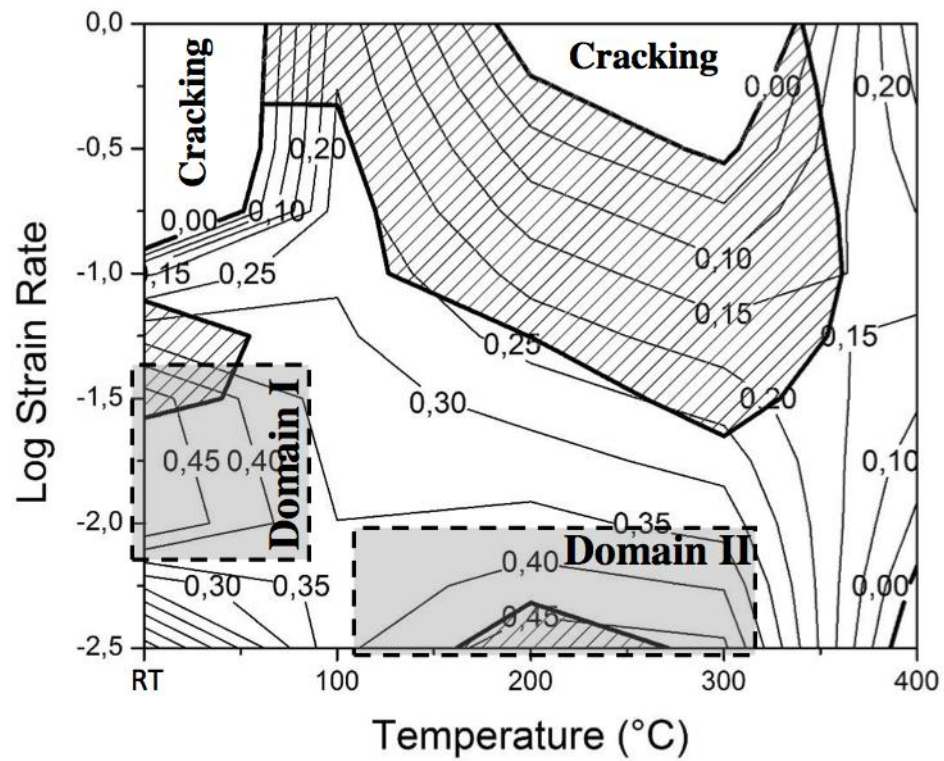
$$d = 0.5 \text{ mm} \Leftrightarrow \varepsilon = 0.24$$

Cada uno de estos valores de desplazamiento, corresponde a una región diferente de la curva típica del ensayo SPT explicada en la sección introductoria de este trabajo (Figura 6). Así, el valor $d = 0.1 \text{ mm}$ (ó $\varepsilon = 0.03$) corresponde a la región I de deformación elástica; el valor $d = 0.3 \text{ mm}$ ó $\varepsilon = 0.12$ corresponde a la región II de transición elastoplástica; y el valor $d = 0.5 \text{ mm}$ ó $\varepsilon = 0.24$ corresponde a la región III de deformación plástica generalizada.

a)



b)



c)

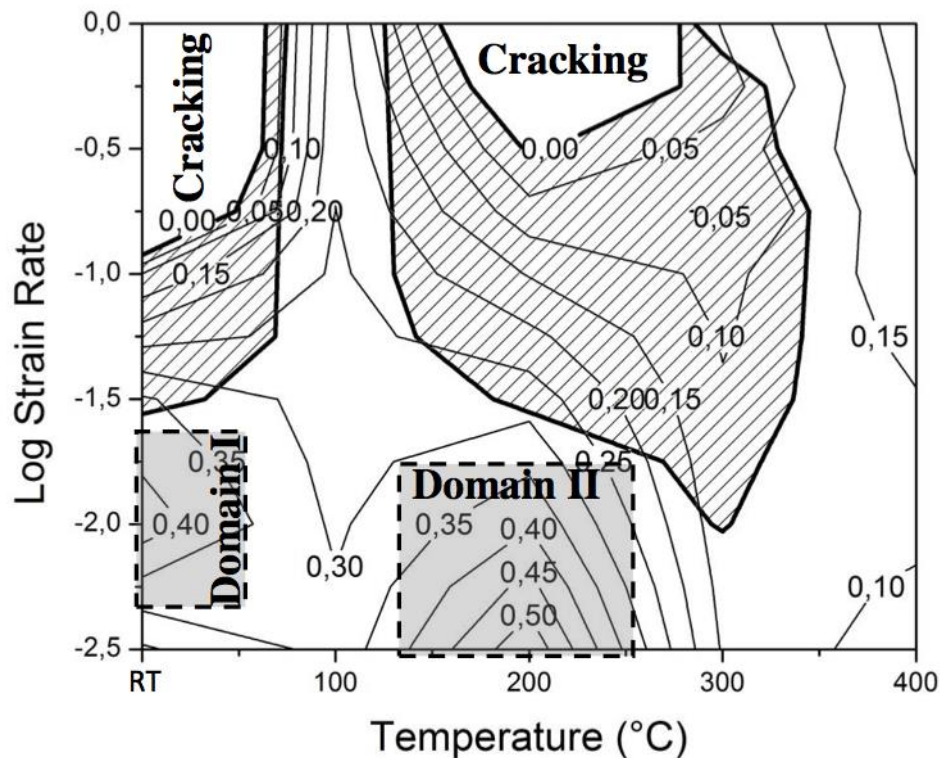


Figura 19. Mapas de Procesado (a) $\epsilon = 0.03$, (b) $\epsilon = 0.12$ y (c) $\epsilon = 0.24$

Como se muestra en la Figura 19, los tres mapas de procesado muestran dos zonas comunes de “Cracking” que corresponden a valores negativos de η , que resultan de la fragmentación y rotura de varias probetas durante la realización de los test. La primera situada a bajas temperaturas y altas velocidades de deformación y, la segunda, a temperaturas medias altas y también a altas velocidades de deformación. La zona de cracking situada a bajas temperatura permanece constante al incrementar el valor de deformación desde la zona de región I de la curva ($\epsilon = 0.03$; Figura 19 a) hasta la zona de región III ($\epsilon = 0.24$; Figura 19 c). Esto nos indica que tanto en deformación elástica como deformación plástica, la conformabilidad del material en este rango, es nula. Esta afirmación es coherente con la conocida baja conformabilidad del Mg y sus aleaciones a temperatura ambiente. Por otro lado, la segunda zona identificada de “Cracking”, situada a temperaturas medias-altas, se ve altamente incrementada al iniciarse la deformación plástica (Figura 19. b) respecto al estado de deformación elástica (Figura 19. a) y se mantiene constante hasta la zona de deformación plástica generalizada (Figura 19. c). Este incremento está relacionado con los mecanismos de deformación activados en el régimen plástico. Además, en los dos mapas con valor de deformación más bajo encontramos una tercera zona de “Cracking” situada a velocidades de deformación muy bajas y temperaturas muy altas. Esta tercera zona, se reduce al aumentar la deformación hasta el punto que en el mapa $\epsilon = 0.24$ desaparece.

En cuanto a las zonas de inestabilidad, encontramos en los tres mapas dos regiones comunes, coincidentes con las zonas también comunes de “cracking” descritas arriba. La primera, situada a temperatura ambiente y altas velocidades de deformación, que es similar en los mapas (a) y (c), mapas de deformaciones extremas, pero se ve altamente disminuida en el mapa (b). Este efecto se puede achacar a la región en la que se desarrollan los mapas, siendo la deformación $\varepsilon = 0.12$ una zona de tránsito entre la deformación elástica y el comienzo de la deformación plástica generalizada, mientras que los mapas $\varepsilon = 0.03$ y $\varepsilon = 0.24$, se desarrollan totalmente dentro la región I y la región III respectivamente. La segunda región inestable común a los tres mapas es la situada entre 200 y 300°C y a altas velocidades de deformación. Esta región ocupa gran parte del mapa estudiado y aumenta de tamaño al incrementar la deformación. Además, el aumento en deformación hace que esta región se desplace hacia temperaturas menores. Por último, cabe destacar en el mapa de la Figura 19 (b), la presencia de una zona inestable a bajas velocidades de deformación y 200°C de temperatura, que coincide con una de las zonas de mayor eficiencia como se expondrá más adelante. Este efecto se relaciona de nuevo, con los efectos de transición del régimen elástico al plástico. En esta última zona de inestabilidad, para el mapa de mayor deformación, el valor de la condición de inestabilidad ($\zeta(\dot{\varepsilon})$), aunque es un dato que no aparece reflejado en los mapas, no es negativo pero sí muy cercano a cero.

De la Figura 19, se desprende claramente que la conformabilidad de chapa de la aleación de Mg AZ31 no es apta a altas velocidades de deformación en temperaturas bajas, aunque tampoco en temperaturas medias. Las zonas tanto de inestabilidad, como de “cracking”, se extienden ampliamente en las regiones dirigidas por deformación plástica. En la región elástica, Figura 19 a), a pesar de ocupar zonas relevantes, no están tan extendidas como en los mapas de la Figura 19 b) y c). La expansión de las zonas inestables hace que, en la región de transición, entren en contacto con los dos dominios de con altos valores del parámetro de eficiencia de disipación de energía (η). A bajas temperaturas de deformación ($T < 200^\circ\text{C}$) el Mg y sus aleaciones, se deforman esencialmente por deslizamiento de grano y maclas, lo que limita su conformabilidad. Por lo tanto, el Mg y sus aleaciones, son normalmente deformados a temperaturas mayores. Sistemas adicionales de deformación (prismático y piramidal), se activan a temperaturas de deformación alrededor de los 250 - 300°C, lo que lleva a una mejora en la conformabilidad. Esta mejora también es asociada con el fenómeno de recristalización dinámica, como el efecto más fuerte de restauración a estas temperaturas [39],[41]. Además, el desplazamiento de dislocaciones y bordes de grano, también contribuye altamente a la deformación de las aleaciones de Mg con tamaño de grano fino. El refinado de los granos puede incrementar de manera remarcable la contribución a la deformación del deslizamiento de borde de grano [42],[43].

El mapa de procesado desarrollado para una deformación $\varepsilon=0.03$ (Figura 19 a), muestra dos dominios claros con altos valores de eficiencia de disipación de energía a través de mecanismos metalúrgicos (η). Estos dominios son normalmente considerados factibles para procesos de deformación. Además, el efecto de la deformación es grande en estos dominios y debe ser estudiado.

En la Figura 19, se muestra que un aumento en el valor de deformación afecta de forma clara al Dominio I, que se desplaza hacia velocidades de deformación mayores al aumentar el grado de deformación, a la vez que, disminuye su valor de eficiencia. Se concluye que este dominio es sólo recomendable para pequeñas deformaciones ($\varepsilon \leq 0.12$), y presentará altas eficiencias, $\eta = 45-50\%$, pero a medida que nos adentramos en la zona plástica, resulta mucho menos efectivo y no puede ser considerado como un dominio seguro para el procesado de la aleación de Mg AZ31. Este efecto concuerda con lo expuesto anteriormente sobre los mecanismos de deformación del Mg y por qué no suele ser procesado a bajas temperaturas para altos grados de deformación. Por el contrario, el Dominio II, muestra una mayor estabilidad al aumentar el grado de deformación.

El Dominio II, se extiende en un amplio rango de valores de velocidad de deformación entre 0.07 y 0.14 s^{-1} y muestra un desplazamiento hacia temperaturas menores al aumentar la deformación, desde 300°C a $\varepsilon = 0.03$ hasta 200°C a $\varepsilon = 0.24$. Las eficiencias de este dominio son muy altas, $\eta = 45-60\%$, para los mapas de deformación extremos, mientras que para $\varepsilon = 0.12$, se encuentra en valores de $40-50\%$. Además, en este último mapa mencionado, el Dominio II coincide con una zona de inestabilidad metalúrgica, que lo inutiliza desde el punto de vista industrial. Las altas eficiencias de este dominio, están ligadas a la aparición de procesos de restauración dinámica, como la recuperación dinámica y la recristalización, tal como se apuntaba antes en esta sección. Sin embargo, los mecanismos relacionados con la deformación de las aleaciones metálicas, pueden estar altamente afectados por su tamaño de grano. El motivo de la disminución en eficiencia en deformaciones medias, puede tener su origen en la naturaleza de la zona, que es de tránsito entre la elasticidad y la plasticidad generalizada. Finalmente, podemos afirmar que este dominio, es muy recomendable para el procesado de la aleación de Mg AZ31, tanto a altas deformaciones, como a bajas, dada su gran extensión en valores de velocidad de deformación y temperatura.

Por último, cabe destacar, que para temperaturas de 400°C y mayores, se puede intuir una zona de altos valores de eficiencia para velocidad de deformación elevada ($\dot{\varepsilon} > 0.6$), aunque debido a las limitaciones de este estudio, no puede ser determinado con claridad. También es llamativo, que para bajas velocidades de deformación ($\dot{\varepsilon} < 0.2$), aparece una zona de inestabilidad en el mismo rango de temperaturas.

4. Conclusiones y líneas futuras de investigación

4.1. Conclusiones

En este trabajo, se ha examinado la técnica de mapas de procesado para la aleación de Mg AZ31, a partir de, muestras de chapa de 1mm de espesor y a través del ensayo SPT. Esta técnica, es de gran utilidad a la hora de estudiar las propiedades y el comportamiento del material en deformación en caliente. Las principales conclusiones derivadas de este estudio son:

- (1) El ensayo “Small Punch Test”, considerado como un ensayo cuasi-no-destructivo, y los resultados derivados de este, son una opción viable para obtener parámetros de fluencia del material a partir de muestras de chapa. Además, la preparación de las probetas para este ensayo es sencilla y únicamente está condicionada por el pequeño tamaño de las mismas.
- (2) Se ha desarrollado una sistemática de cálculo para transformar los valores proporcionados por el ensayo SPT, en valores fiables de tensión-deformación, necesarios para el cálculo de los mapas de procesado.
- (3) El grado de deformación, tiene importantes efectos sobre los mapas de procesado para la aleación Mg AZ31 conformada en chapa. A pesar de ello, existe una evolución de características similares en los mapas, a lo largo de los diferentes grados de deformación estudiados.
- (4) En los mapas de procesado, se presentan zonas seguras, acotadas en temperatura y velocidad de deformación, para desarrollar el conformado del material a partir de chapa, entre las que además encontramos dominios de alta eficiencia de disipación energética. Por otro lado, también se exhiben zonas de inestabilidad y zonas de “Cracking”, ambas a evitar durante el proceso de conformado y también delimitadas por temperatura y velocidad de deformación.
- (5) La aleación Mg AZ31, a pesar de presentar una mala conformabilidad en frío, como en general todas las aleaciones de Mg, presentan diferentes zonas seguras y

factibles para su procesamiento de forma industrial a partir de chapa. Esto, dota al material de un excelente futuro industrial en sectores tales como la automoción y la aeronáutica, en los que un buen balance entre peso y propiedades mecánicas es requerido.

4.2. Líneas Futuras de Investigación

En este apartado, se explican las tendencias del proyecto fin de carrera, con objetivo de que se pueda continuar en un futuro con la investigación y mejorando el desarrollo de obtención y análisis de datos.

Uno de los principales objetivos del trabajo, era el desarrollo de los mapas de procesamiento y los pasos que debían ser seguidos, incluyendo aquí todo tipo de desarrollo físico-matemático, para la obtención de estos. Por lo tanto, queda una gran veda abierta para continuar con la investigación a partir de este punto, y profundizar en los resultados y en el propio estudio del comportamiento del material sujeto a deformación.

Luego, para reforzar la investigación, en primer lugar, se podría extender la investigación hacia temperaturas más altas y hacia velocidades de deformación, tanto mayores, como menores. Esta línea de expansión, implicaría realizar los ensayos para las temperaturas ya cubiertas en este trabajo, pero esta vez, con las nuevas velocidades de deformación añadidas y después, obviamente, para todas las temperaturas que se hayan decidido añadir al estudio, los correspondientes ensayos para todas las velocidades de deformación. En términos de número de ensayos, si se añadiesen dos rangos de temperatura más y dos rangos de velocidades de deformación más, habría que duplicar el número de ensayos a los ya realizados en este trabajo, para realizar el análisis.

Otro punto a destacar, para dar consistencia a las conclusiones, sería realizar un análisis a fondo de las microestructuras de las muestras después de haber sido ensayadas. Este estudio, comparado además con el estudio previo de la microestructura de la chapa sin haber sido ensayada, arrojaría importante información sobre los mecanismos de deformación que dominan en el procesamiento del material y nos ayudaría a comprender mejor el porqué de las diferentes zonas halladas en los mapas de procesamiento.

Otra línea que podría ampliar ampliamente el proyecto, es el estudio en detalle de los precipitados observados en el análisis de la microestructura inicial. Entender cuál es la naturaleza de los mismos, si existe algún proceso térmico que puede disolverlos y entonces comparar las propiedades mecánicas que presenta el material con ellos y sin ellos. Así, se

podría registrar cuál es su efecto y las consecuencias en la evolución de las zonas seguras dentro de los mapas de procesado desarrollados.

Por último, un análisis en profundidad del ensayo “Small Punch Test” y así determinar una doble comprobación de los resultados derivados de este. En este campo, se propone por ejemplo, un estudio del desarrollo mecánico, a través de técnicas como el método de elementos finitos, que arrojen más información sobre la distribución de tensiones dentro de la probeta, así como, de su nivel de deformación plástica. Esto serviría, junto con el estudio de la microestructura posterior a los ensayos, para conocer en gran nivel de detalle la respuesta del material ante el conformado mecánico.

5. Referencias

- [1] FROST, H. J., ASHBY, M. F., “Deformation mechanism maps. The plasticity and creep of Metals and Ceramics”, Ed. Pergamon Press, 1982.
- [2] RAJ, R., “Metall. Trans. A”, 12, 1981.
- [3] ASM Specialties Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys, M. Avedesian and H. Baker, eds., ASM INTERNATIONAL, Materials Park, 1999.
- [4] C.J. BOEHLERT, K. KNITTEL, K. VENKATESAN, “Materials Science and Engineering”, 417, 2006.
- [5] <http://www.magnesium-elektron.com>
- [6] G.S. COLE, A.M. SHERMAN, Ford Motor Company, Dearborn, MI 48121–2053.
- [7] K. KUBOTA, M. MABUCHI, K. HIGASHI, J. Mater. Sci. 34, 1999.
- [8] R.B. FIGUEIREDO, T.G. LANGDON, Scr. Mater. 61, 2009.
- [9] O. SITDIKOV, R. KAIBYSHEV, Mater. Trans. 42, 2001.
- [10] S.M. FATEMI-VARZANEH, A. ZAREI-HANZAKI, H. BELADI, MATER. Sci. Eng., A 456, 2007.
- [11] S.W. XU, S. KAMADO, N. MATSUMOTO, T. HONMA, Y. KOJIMA, Mater. Sci. Eng., A 527, 2009.
- [12] Y. XU, L. HU, Y. SUN, J. Alloys Comp. 580, 2013.

-
- [13] A. GALIYEV, R. KAIBYSHEV, T. SAKAI, Mater. Sci. Forum 419–422, 2003.
- [14] B.-J. LV, J. PENG, Y.-J. WANG, X.-Q. AN, L.-P. ZHONG, A.-T. TANG, F.-S. PAN, Mater. Des. 53, 2014.
- [15] A. AL ORNA Y J.M. PRADO, “Apliacación de los mapas de procesado en la optimización de los parámetros de un proceso de conformado en caliente”, <http://revistademetalurgia.revistas.csic.es>
- [16] RAO, K.P., DORAIVELU, S.M., ROSHAN, H.M. Y PRASAD, Y.V.R.K., *Metall Trans. A*, 14, 1983: 1671.
- [17] PRASAD, Y .V .R .K ., GEGEL, H .L ., DORAIVELU, S.M ., MALAS, J.C., MORGAN, J.T., LARK, K.A. Y BARKER, D.R., *Metall.Trans. A*, 15, 1984.
- [18] PRASAD, Y.V.R.K. *Iridian J. Technol.*, 1990.
- [19] GEGEL, H .L., MALAS, J.C ., DORAIVELU, V.A., *Metals Handbook*, ASM, Metals Park, 14, 1987.
- [20] GEGEL, H.L., MALAS, J.C., DORAIVELU, ALEXANDER, J.M. Y GUNASEKERA, J.S., *Adv. Technol. Plasticity*, 11, 1987.
- [21] ALEXANDER, J.M., “Modelling of Hot Deformation of Steel”, Ed. Springer-Verlag, 1984.
- [22] M. MEYERS, K. CHAWLA, “Mechanical Behavior of Materials”, Cambridge University Press, 2008.
- [23] WELLSTEAD, P.E., “Introduction to Physical Systems Modelling”, Academic Press, 1979.
- [24] ZIEGLER, H., “Progress in solid mechanics”, ed. I.N.Sneddon y R. Hill, 1963.
- [25] KUMAR, A.K.S., “Criteria for predicting metallurgical instabilities in processing”, M.Sc (Eng) Thesis, Indian Institute of Science, 1987.
- [26] SOMANI, M.C., BHAGIRADHA RAO, E.C., BIRLA, N.C., BHATIA, M.L., VAKIL SINGH y PRASAD, Y.V.R.K., *Metall.Trans. A*, 23, 1992: 2849.
- [27] RADHAKISHNA BHA T, B .V ., MAHJAN, Y .R ., ROSHAN, H.Md. y PRASAD, Y .V .R.K. *Metall.Trans. A*, 23, 1992.

-
- [28] LUCAS G.E. ET AL, “Recent progress in small specimen test technology”, J. Nucl. Mater., 2002.
 - [29] ASTM E8-00, “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials”, Annual Book of ASTM Standards, 2000.
 - [30] MANAHAN M.P. ET AL., “The development of a miniaturized disk bend test for determination of post irradiation mechanical properties”, J. Nucl. Mater. , 1981.
 - [31] MAO X. Y TAKAHASHI H., “Development of a further miniaturized specimen of 3 mm diameter for TEM disk small punch tests”, J. Nucl. Mater., 1987
 - [32] PARKER ET AL, “Deformation and fracture processes in miniature disc tests of CrMoV rotor steel” Proc. 3rd. Int. Charles Parsons Turbine Conf., 2, 1995.
 - [33] BICEGO ET AL. “Integrated technologies for life assessment of primary power plant components”, Proc. Int. Symp. on Materials Ageing and Components Life Extension, 1995.
 - [34] T.R. MALOW, C.C. KOCH, “Mechanical Properties in Tension of Mechanically Attrited Nanocrystalline Iron by the Use of the Miniaturized Disk Bend Test”, Acta Materialia, 1998.
 - [35] M.A. CONTRERAS, “Validación del Ensayo Miniatura de Punzonado para el Estudio de Propiedades Mecánicas de Materiales”, Tesis Doctoral, Universidad de Oviedo, 2007.
 - [36] V. VORLIVEK, L.F. EXWORTHY, P.E. FLEWITT, “Evaluation of a miniaturized disc test for establishing the mechanical properties of low-alloy ferritic steels”, Journal of Material Science 30 (1995).
 - [37] K. MILICKA, F.DOBES, “Small Punch Testing of P91 Steel”, Pressure Vessels and Piping, 2006.
 - [38] M.A.JABBARI TALEGHANI, J.M.TORRALBA, “Hot deformation behavior and workability characteristics of AZ91 magnesium alloy powder compacts - A study using processing map”, 2013.
 - [39] P. CHANGIZIAN, A. ZAREI-HANZAKI, H.R. ABEDI, Mater. Sci. Eng. A558, 2012.
 - [40] Z. LI, J. DONG, X. Q. ZENG, C. LU, W. J. DING, Mater. Sci. Eng. A466, 2007.
 - [41] F. Pilehva, A. Zarei-Hanzaki, S.M. Fatemi-Varzaneh, Mater. Des. 42 (2012)
 - [42] K.P.RAO, Y. V. R. K. PRASAD, K. SURESH, Mater. Des. 32 ,2011.
 - [43] H. LIANXI, L. ZUYAN, W. ERDE, Mater. Sci. Eng. A323, 2002.

- [44] J. CHAKRABARTY, “A theory of stretch forming over hemispherical punch heads.” International Journal of Mechanical Sciences. 12, 1970.
- [45] VASCHY, A., "Sur les lois de similitude en physique". Annales Télégraphiques 19, 1892
- [46] BUCKINGHAM, E., “On physically similar systems. Illustrations of the use of dimensional equations”, Physical Review 4, 1914.
- [47] G. I. BARENBLATT, Scaling, “Self-Similarity, and Intermediate Asymptotics”, Cambridge University Press, 1996.

ANEXO I: Transformación de unidades de los parámetros de deformación obtenidos por SPT

En esta sección, se desarrolla en detalle cuales y cómo, son los cálculos realizados para transformar los valores de desplazamiento y velocidad de desplazamiento, obtenidos directamente del ensayo SPT, a parámetros de deformación y velocidad de deformación.

Antes de ver la matemática detrás de estas transformaciones, es necesario llamar a la sección introductoria 1.3.3 Ensayo “*Small Punch*” (pág.13), de este trabajo, referida al ensayo SPT. En esta introducción, se mostraba de forma breve, que los resultados registrados por los aparatos de ensayo de SPT, son directamente la fuerza aplicada por el punzón sobre la muestra ensayada y el desplazamiento y velocidad de desplazamiento de éste al aplicar la fuerza. Por ello, la curva típica obtenida de SPT, es la mostrada en la Figura 6, dónde se enfrentan los parámetros comentados antes, fuerza vs desplazamiento. Por otro lado, la velocidad de desplazamiento es un parámetro fijo durante todo el ensayo y es definido por el usuario antes del comienzo.

Además, es conveniente mostrar algunos parámetros geométricos del ensayo, que hasta ahora no se habían mostrado, y son de importancias en esta sección. Estos parámetros, son los mostrados en la Figura 20.

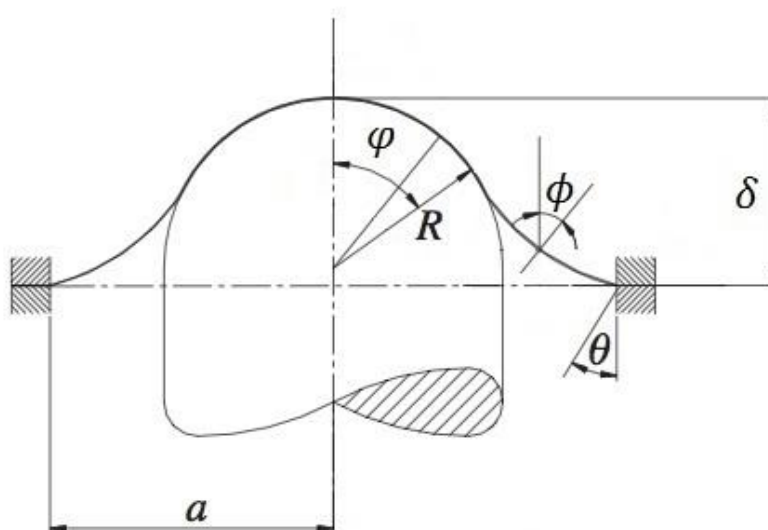


Figura 20. Representación esquemática de los parámetros geométricos del ensayo SPT

Dónde los parámetros representados, son listados a continuación:

- a : distancia mínima desde el centro de la muestra a las mordazas de agarre de la muestra
- R : radio de la cabeza del punzón
- r : distancia del centro de la muestra al punto último de contacto entre punzón y muestra
- ϕ : ángulo que forma la superficie normal de la muestra, en un punto cualquiera, con el eje vertical
- θ : ángulo ϕ en la zona de contacto de la muestra con las mordazas
- ϕ : ángulo ϕ en el punto último de contacto entre punzón y muestra
- δ : desplazamiento total del centro de la muestra por la fuerza ejercida por el punzón

Una vez definidos estos parámetros, el siguiente paso a dar para realizar los cálculos, es el desarrollo de las ecuaciones teóricas que emplearemos. Para ello, es necesario concebir la chapa de Mg como una membrana en deformación. Esta afirmación, se puede asumir dado el pequeño espesor que presentan las muestras de chapa ensayadas, en comparación con el radio de la cabeza del punzón del ensayo SPT. Las ecuaciones que

rigen la física de este fenómeno, son obtenidas por primera vez por Chakrabarty, en sus estudios de deformación de membrana [44]. En este estudio, se desarrollan las relaciones entre el desplazamiento del punzón y la deformación que experimenta la pieza, utilizando un modelo de deformación de membrana. Se asume, que el punzón es rígido y está bien lubricado, para así poder despreciar los efectos de fricción. Se expone entonces, que el desplazamiento que experimenta el centro de la muestra ensayada, en estas condiciones de ensayo, es:

$$\delta \cong a \cdot \sin(\theta) \cdot \ln \left[\frac{\tan\left(\frac{\varphi}{2}\right)}{\tan\left(\frac{\theta}{2}\right)} \right] + \frac{d}{2} \cdot [1 - \cos(\varphi)] \quad (16)$$

Y la relación entre θ y φ viene dada por la ecuación (17):

$$\sin(\theta) = \frac{d}{2a} \cdot \sin^2(\varphi) \quad (17)$$

Además la relación entre deformación y los parámetros geométricos es:

$$\varepsilon = 2 \cdot \ln \left[\frac{(1 + \cos(\phi)) \cdot (1 + \cos(\theta))}{(1 + \cos(\varphi))^2} \right] \quad (18)$$

Por lo tanto, la máxima deformación, a la que es sometido el material, es en el centro de la muestra donde $\phi = 0$, y la ecuación (18) se transforma en:

$$\varepsilon = 2 \cdot \ln \left[\frac{2 \cdot (1 + \cos(\theta))}{(1 + \cos(\varphi))^2} \right] \quad (19)$$

Por lo tanto, para hallar la deformación en el centro de la pieza en cada instante del test, es necesario conocer los valores de θ y φ , que pueden ser hallados a partir del sistema de ecuaciones formado por las ecuaciones (16) y (17). Los valores de las constantes que aparecen en las dos ecuaciones anteriores, vienen definidos por la geometría real de los instrumentos utilizados para el ensayo SPT y son:

- $a = 2 \text{ mm}$
- $R = 1.4 \text{ mm}$

Mientras que, los valores de δ son los registrados en cada instante por la maquinaria de ensayo.

Se opta, por resolver el sistema de ecuaciones de forma gráfica, por la complicación y el gasto en recursos que supone hacerlo de forma analítica, siendo la solución, matemáticamente igual de válida.

El detalle clave para iniciar la resolución gráfica, parte de la propia física del ensayo, ya que el ángulo φ , siempre va a estar comprendido entre los valores 0 y $\pi/2$ y no puede salir de este rango. Se traza entonces, una gráfica dónde se representa, en el eje de abscisas el parámetro φ , en el rango citado antes, y en el eje de ordenadas el valor del parámetro θ , calculado a partir de la ecuación (17). El resultado es el obtenido en la Figura 21.

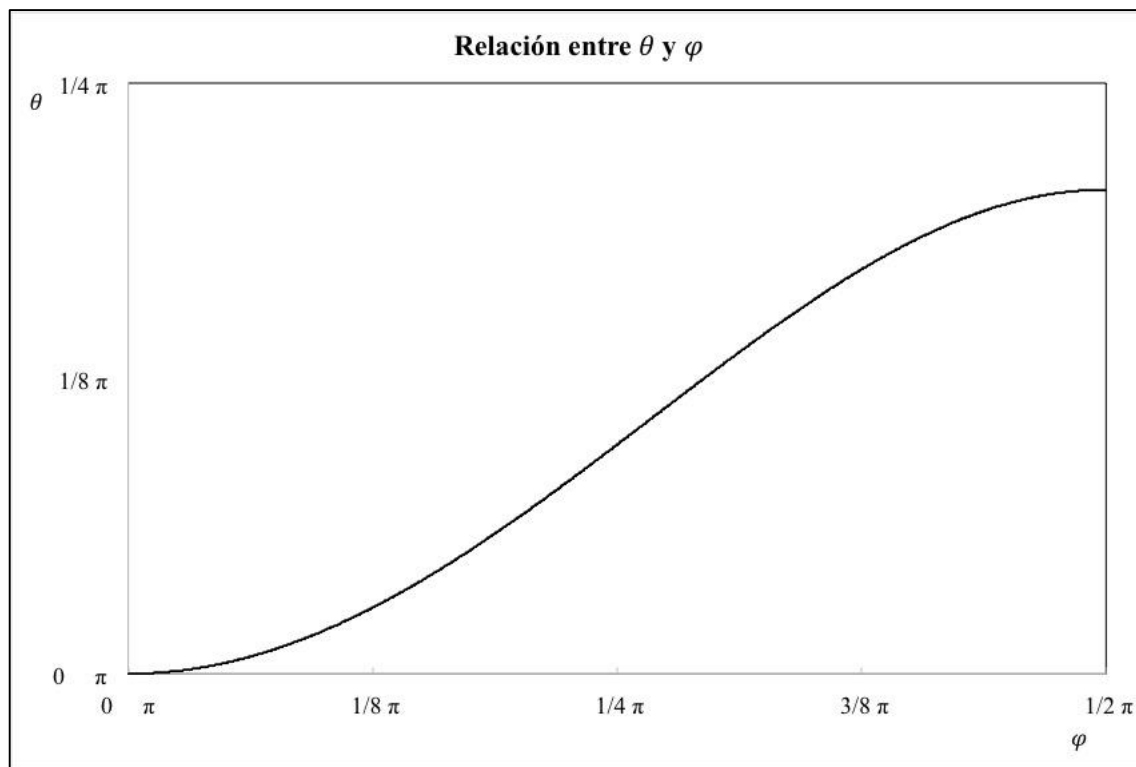


Figura 21. Relación entre θ y φ

Por lo tanto, teniendo los valores entre los que pueden encontrarse en el ensayo, tanto φ , como θ , podemos trazar una gráfica, con todos los valores que va a poder tomar el valor δ , según la ecuación (16), teniendo en cuenta las condiciones de contorno fijadas por las constantes de los valores geométricos del ensayo. Estos valores de δ , son valores virtuales, es decir, no se obtienen del ensayo, sino que son todos los valores posibles que puede tomar δ en el ensayo. La relación entonces entre φ y δ , viene recogida en la Figura 22.

Por lo tanto, una vez obtengamos los valores reales que dará el ensayo SPT de δ , podremos entrar en la Figura 22 con dicho valor, para calcular el valor correspondiente de φ y por último, haciendo uso de la Figura 21, obtener el valor de θ . Por lo que, para cada valor real de δ , tenemos sus respectivos valores, tanto de θ , como de φ . Utilizando la ecuación (19), obtendremos la equivalencia entre desplazamiento, δ , y deformación, ε .

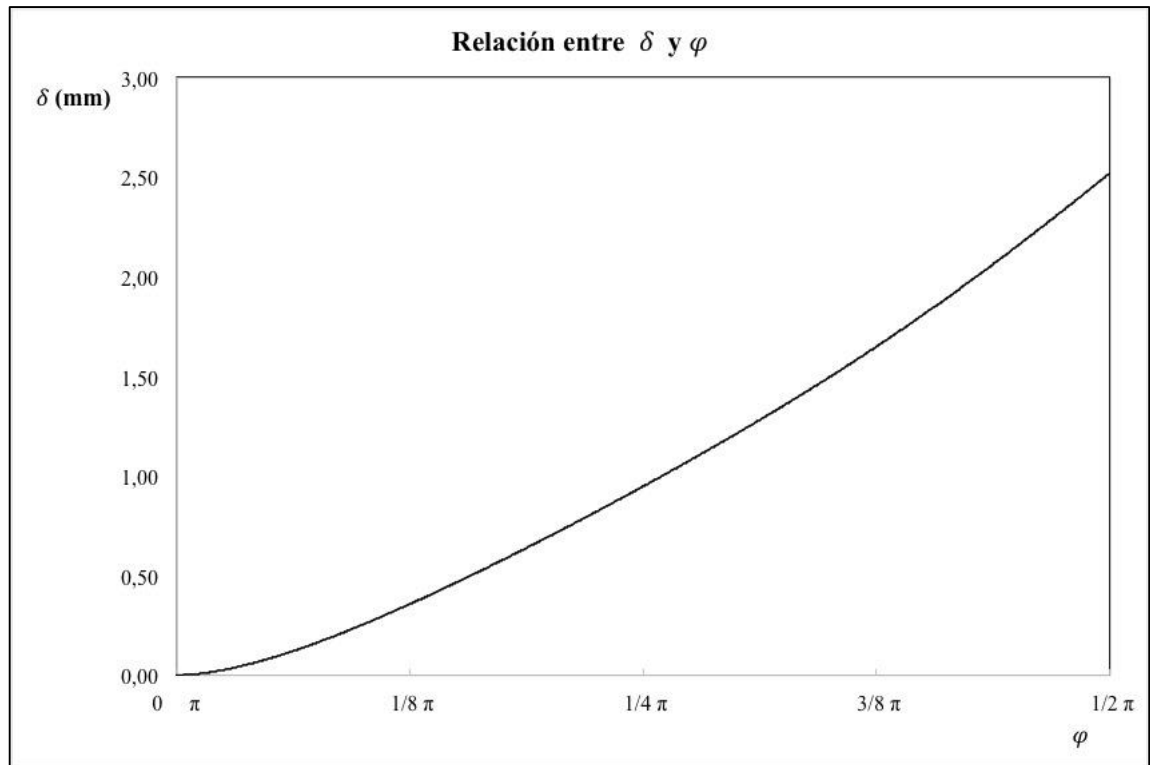


Figura 22. Relación entre δ y φ

Este proceso gráfico, se realiza mediante la aplicación matemática MATLAB®, siguiendo los pasos descritos brevemente a continuación.

- 1) Definición de φ como un espacio lineal de 0 a $\pi/2$, con 1000 puntos
- 2) Cálculo de un valor de θ para cada punto de φ , a través de la ecuación (17)
- 3) Cálculo de un valor de δ para cada pareja de valores θ y φ
- 4) Cálculo de un polinomio de interpolación, $p(\varphi)$, de grado 5, tal que:

$$\delta(\varphi) = p(\varphi)$$

- 5) Una vez obtenidos cada valor real de δ , δ_i , se encuentran las 5 soluciones del polinomio para cada δ_i y nos quedamos con una de ellas. Ésta es, la única permitida por la física del problema. Obtenemos así, por cada δ_i un φ_i .
- 6) De la misma forma, calculamos un θ_i para cada φ_i , haciendo uso de la ecuación (16). Por lo tanto, para cada valor δ_i , ya tenemos nuestra pareja de valores θ_i y φ_i .
- 7) Utilizando la ecuación (19), con la pareja de valores θ_i y φ_i , obtenemos un ε_i , correspondiente a cada δ_i .

De esta forma, se completa la transformación de los parámetros de desplazamiento, a los parámetros de deformación.

En cuanto a la transformación en términos de velocidad, los ensayos son realizados a diferentes velocidades de desplazamiento del punzón ($\dot{\delta}$), que es constante durante todo el ensayo y fijado antes de comenzar el test. Los resultados que obtenemos, como hemos comentado antes, son una serie de valores de desplazamiento del punzón en determinados instantes, δ_i , que vienen acompañados, con el dato de tiempo en segundos del instante en el que se registró el valor. Por lo que, para cada δ_i tenemos un valor de t_i .

Para realizar el cálculo de la velocidad en unidades de velocidad de deformación (s^{-1}), lo primero que haremos, para cada ensayo, es tratar los resultados, como se comenta en la sección 3.1 *Resultado y Análisis de las Curvas Fuerza-Desplazamiento* (pág.27), y quedarnos únicamente, con la parte del ensayo en la que realmente hay contacto entre el punzón y la muestra. Una vez discriminada esta parte, transformamos cada δ_i a su respectivo ε_i y realizamos una regresión lineal con ε_i y t_i , que se ajusta en todos los casos, con un valor de coeficiente de determinación, R^2 , entre 0.983 y 0.99. La pendiente de la recta de regresión, será la velocidad de deformación ($\dot{\varepsilon}$), expresada en s^{-1} .

Así, se realizan cuatro regresiones para cada velocidad de desplazamiento utilizada ($\dot{\delta}_j$), y la media de las cuatro, se considera su equivalente en unidades de deformación ($\dot{\varepsilon}_j$). Un ejemplo de las curvas de regresión comentadas, son las que aparecen en la Figura 23. *Ejemplo de curvas de regresión para el cálculo de la velocidad de deformación. En azul representados los datos reales y en negro la recta de regresión. Se muestran los valores de la ecuación de la recta y su coeficiente de determinación.*

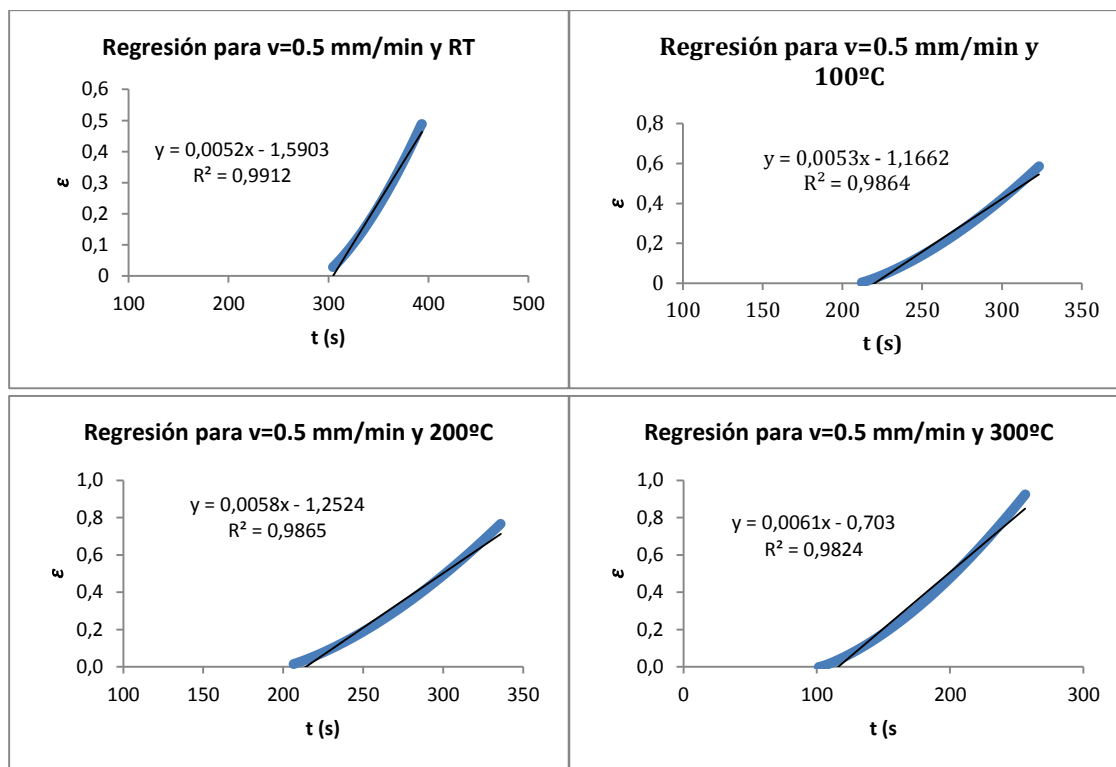


Figura 23. Ejemplo de curvas de regresión para el cálculo de la velocidad de deformación. En azul representados los datos reales y en negro la recta de regresión. Se muestran los valores de la ecuación de la recta y su coeficiente de determinación.

En el caso de ejemplo, el valor de velocidad de deformación para $\dot{\delta} = 0.5 \text{ mm/min}$ es $\dot{\epsilon} = 0.0056 \text{ s}^{-1}$. Y de esta forma, se calculan los valores equivalentes de velocidad de deformación, para cada velocidad de desplazamiento de las utilizadas en el ensayo.

Destacar que, en las curvas representadas en la Figura 23, el valor absoluto del tiempo, nada tiene que ver con el ensayo, ya que como hemos dicho antes, se ha realizado antes de hacer la equivalencia, el tratamiento de las curvas como se indica en la sección 3.1 de este trabajo.

ANEXO II. Cálculo de los parámetros de dibujo de los Mapas de Procesado

En esta sección, se explica en detalle, cuáles han sido los pasos y la metodología seguida durante el cálculo de los parámetros necesarios para el trazado, tanto de los mapas de eficiencia, como de los mapas de inestabilidad, que juntos conforman el mapa de procesado final.

En primer lugar, se explicará el método para hallar el coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación (m), a partir de los resultados obtenidos en los ensayos SPT. Utilizaremos para este cálculo, el análisis dimensional basado en el Teorema π de Vaschy-Buckingham. Una vez obtenido este coeficiente, podremos calcular los valores de eficiencia de disipación de energía (η), en los diferentes puntos del mapa. Por último, utilizando los dos parámetros anteriores, es obvio como calcular el coeficiente de inestabilidad [$\zeta(\dot{\epsilon})$], en los distintos puntos de los mapas.

Conviene recordar, que el coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación, m , se define según la ecuación (1).

$$\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (1)$$

Dónde σ es la respuesta en tensión, K es una constante de fluencia del material, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación.

Cuando el mini-punzón rígido, es presionado contra la muestra a una determinada velocidad de desplazamiento, la fuerza ejercida sobre este, puede ser expresada como una función de distintas variables, entre las cuales se incluyen el desplazamiento de la cabeza del mini-punzón (δ), la velocidad a la que este se desplaza ($\dot{\delta}$), los parámetros de fluencia del material (K), y los parámetros geométricos del mini-punzón y de la de la matriz (R y a). Los parámetros geométricos, explicados en detalle en el ANEXO I: Transformación de unidades de los parámetros de deformación obtenidos por SPT, definen la zona de contacto entre el mini-punzón y la muestra ensayada, y el tamaño de la zona de respuesta del material ante la deformación. Por lo tanto, haciendo uso del Teorema π de Vaschy-Buckingham [45],[46],[47], podremos expresar la Fuerza, como una ecuación con una serie de números

adimensionales, contruidos con las variables originales mencionadas antes. Entonces, existe una función, tal que

$$f(F, \delta, \dot{\delta}, K, R, a) = 0 \quad (20)$$

Dado que la fuerza está determinada por tres magnitudes físicas, masa (M), longitud (L) y tiempo (T), el primer paso, es definir todas las variables anteriormente citadas en estas magnitudes. Entonces:

$$\begin{aligned}
 [F] &= M \cdot L \cdot T^{-2} \\
 [\delta] &= L \\
 [\dot{\delta}] &= L \cdot T^{-1} \\
 [K] &= M \cdot L^{-1} \cdot T^{m-2} \\
 [R] &= L \\
 [a] &= L
 \end{aligned}$$

Dado que, dependemos de sólo de tres magnitudes físicas y seis parámetros, esto implica, que existen, $6 - 3 = 3$, combinaciones adimensionales, tales que, la ecuación (20) se puede reducir a la forma:

$$\tilde{f}(\Pi_1, \Pi_2, \Pi_3) = 0 \quad (21)$$

Para continuar, escogemos arbitrariamente tres de las seis variables originales como “básicas” y junto con las otras, consideradas “dependientes”, se forman los productos adimensionales (Π_i). Consideraremos δ , $\dot{\delta}$ y K como variables básicas y F , R y a como dependientes, obteniendo los productos:

$$\begin{aligned}
 \Pi_1 &= \delta^a \dot{\delta}^b K^c F \\
 \Pi_2 &= \delta^d \dot{\delta}^e K^f R \\
 \Pi_3 &= \delta^g \dot{\delta}^h K^i a
 \end{aligned}$$

La condición adimensional para los Π_i lleva, por ejemplo, en el caso de Π_1 , a la expresión:

$$M^0 \cdot L^0 \cdot T^0 = (L^a)(L^b \cdot T^{-b})(M^c \cdot L^{-c} \cdot T^{m \cdot c - 2c})(M \cdot L \cdot T^{-2}) \quad (22)$$

Que lleva al sistema de ecuaciones:

$$\begin{cases} c + 1 = 0 \\ a + b - c + 1 = 0 \\ -b + (m - 2)c - 2 = 0 \end{cases} \quad (23)$$

Con solución:

$$\begin{cases} a = m - 2 \\ b = -m \\ c = -1 \end{cases}$$

Análogamente, los sistemas derivados de Π_2 y Π_3 , tienen como solución:

$$\begin{cases} d = -1 \\ e = 0 \\ f = 0 \\ g = -1 \\ h = 0 \\ i = 0 \end{cases}$$

Con lo que, la relación buscada es

$$\tilde{f}(\Pi_1, \Pi_2, \Pi_3) = \tilde{f}\left(\frac{F \cdot \delta^{m-2}}{\dot{\delta}^m K}, \frac{R}{\delta}, \frac{a}{\delta}\right) = 0 \quad (24)$$

Partiendo de la expresión (24), y asumiendo ciertas condiciones de regularidad y diferenciabilidad sobre la función, podemos obtener la relación:

$$F = \frac{\dot{\delta}^m K}{\delta^{m-2}} \cdot g\left(\frac{R}{\delta}, \frac{a}{\delta}\right) = K \cdot \left(\frac{\dot{\delta}}{\delta}\right)^m \cdot \frac{1}{\delta^2} \cdot g\left(\frac{R}{\delta}, \frac{a}{\delta}\right) \quad (25)$$

Siendo g , las funciones adimensionales descritas antes para Π_2 y Π_3 , pero que, carecen de importancia en el desarrollo de ahora en adelante.

Así pues, para un valor fijo de δ , bajo dos cargas diferentes F_1 y F_2 , el punzón, experimenta dos velocidades de desplazamiento diferentes $\dot{\delta}_1$ y $\dot{\delta}_2$. Los demás términos de la expresión (25) permanecen constantes, al no variar el material ni la geometría de los utensilios del ensayo. Por lo tanto, se obtiene de forma directa la relación:

$$\frac{F_1}{F_2} = \left(\frac{\dot{\delta}_1}{\dot{\delta}_2}\right)^m \quad (26)$$

Tomando logaritmos en la expresión (26), llegamos a la definición del coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación, m , a partir de los datos obtenidos en nuestros ensayos SPT:

$$m = \frac{\log(F_1 - F_2)}{\log(\dot{\delta}_1 - \dot{\delta}_2)} \quad (27)$$

Según se explica en la sección introductoria 1.3.2.2. *Conceptos básicos de modelización: eficiencia y condición de estabilidad* (pág.7), una vez calculado este coeficiente, se puede determinar de manera directa la eficiencia de disipación de energía η , según la ecuación (7):

$$\eta = \frac{J}{J_{M\acute{A}X}} = \frac{2m}{m + 1} \quad (7)$$

Por último, habiendo calculado los dos parámetros anteriores, es fácilmente deducible la condición de inestabilidad, descrita en la ecuación (15):

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \text{Ln}(\frac{m}{m+1})}{\partial \text{Ln}(\dot{\epsilon})} + m > 0 \quad (15)$$

Con todo esto, ya tenemos los datos necesarios para trazar el mapa procesado, compuesto por el mapa de eficiencia y las zonas delimitadas por la condición de inestabilidad.